E. P. Polushkin

PŘÍČINY A ODSTRAŇOVÁNÍ VAD KOVŮ

Přeložil inž. Pavel Schier

Doplňky k českému vydání napsali
inž. Pavel Schier, inž. František Beneš, CSc. a inž. Dagmar Tlustá

Praha 1963

Státní nakladatelství technické literatury

E. P. Polushkin

PŘÍČINY A ODSTRAŇOVÁNÍ VAD KOVŮ

SNTL

V knize se podává podrobná klasifikace a popis všech důležitých vad a poruch železných a neželezných kovů, vysvětlují se jejich příčiny a vznik a pojednává se o tom, jakým způsobem lze bránit vzniku těchto vad a poruch nebo jak vzniklé vady odstraňovat.

Kniha je určena všem technikům v hutnictví železa a neželezných kovů, technikům ve strojírenství, pracovníkům výzkumných ústavů a studujícím odborných škol hutnických a strojírenských.

Přeloženo z anglického originálu
E. P. Polushkin: Defects and Failures of Metals, their Origin and Elimination,
který vydalo nakladatelství
Elsevier Publishing Co., Amsterodam, 1956.

Lektoři českého překladu:
dr. inž. Zdeněk Kadeřávek a doc. inž. Jaroslav Koutský, CSc.
Odborní korektoři českého překladu:
inž. František Beneš, CSc. a inž. Dagmar Tlustá

Redakce hutnické literatury — hlavní redaktor dr. Vlastimil Šesták

PŘEDMLUVA

Hutníci věnovali vždy svrchovanou péči tomu, aby zabránili vzniku vad technických kovů a slitin nebo aby tyto vady odstranili. Díky velkému pokroku výrobních metod v posledních desetiletích se nyní lépe daří vyrábět kovy žádané jakosti a mnoho dříve běžných vad se definitivně vymýtilo. Rychlý rozvoj techniky přinesl však nové požadavky na ještě dokonalejší kovy velké čistoty a pevnosti, schopné obstát ve ztížených provozních podmínkách, takže počet poruch se nezmenšil, ale spíše stoupá. Výzkum se proto soustřeďuje se stále rostoucím úsilím na zdokonalení čistoty a vlastností kovů.

Vzhledem k rozdílům v povaze různých vad by se mohlo zdát, že pokus o jejich souborné probrání není z vědeckého hlediska logicky oprávněn. Takový názor by však byl chybný, protože víme, že různé podstatně se lišící vady mohou mít společný původ a naopak podobné vady mohou mít zcela odlišné příčiny. Dokonce lze očekávat, že mezi jistými typy je úzký vztah, protože četné kovy a slitiny mají společné vlastnosti a vyrábějí se podobnými pochody.

Běžné názvosloví vad kovů a slitin není zcela uspokojivé. Mnohé ze zavedených názvů nejsou dosti přiléhavé a mohou vést k omylům. Tento stav by se mohl zlepšit jen tehdy, kdyby se sestavil souborný významový slovník všech vad a poruch kovů. Protože takový slovník neexistuje, museli jsme užít některých výrazů z dílenské mluvy. Snad by bylo vhodné uvést v textu vedle anglických výrazů i výrazy cizí, např. německé, francouzské, italské a ruské; v tomto vydání naší knihy jsme to však učinit nemohli, protože správný výklad jemných odstínů jednotlivých pojmů v různých řečech by vyžadoval obrovskou práci.

Údaje o vadách a poruchách kovů jsou rozptýleny v mnoha publikacích a často se skrývají pod obecným názvem, který nedává možnost posoudit, o jakou vadu jde. Pracovník, který hledá informace o určité vadě, musí proto prostudovat velké množství technické literatury. Autor měl v úmyslu podat o každé vadě stručný přehled všech dostupných pramenů. Z tohoto důvodu je ke každé kapitole připojen seznam literatury.

Kapitoly o jednotlivých vadách jsou uspořádány jednotně; všechny údaje jsou rozděleny do šesti oddílů, z nichž každý má určité zaměření:

- oddíl I: definice a hlavní znaky vady;
- oddíl II: původ a příčiny vady a činitelé mající na vadu vliv;
- oddíl III: cesty k odkrytí a identifikaci vad; zkušební metody;
- oddíl IV: výskyt vad, nejčastější umístění vad, náchylnost kovu nebo slitiny k výskytu vady;
- oddíl V: škodlivé účinky vady;

oddíl VI: zabránění vzniku vad, jejich náprava a odstranění.

Takové uspořádání probírané látky je nutné k objasnění všech důležitých znaků vady, což je při porovnávací studii nezbytné.

Většina látky, o níž jedná tato kniha, není uvedena v učebnicích. Je to přirozené, protože základní přednášky o hutnických pochodech, metalografii a nauce o kovech jsou určeny k tomu, aby poskytly posluchači základní poznatky o výrobě nebo struktuře a o vlastnostech kovů. Avšak při hlubším studiu se musí všichni, kdo se zabývají výrobou nebo zpracováním kovů, seznámit také s jejich běžnými vadami.

V technické literatuře nebyla dostatečně zdůrazněna nutnost sbírat a uschovávat vzorky kovů s vadami. Tyto vzorky nebo naopak vzorky kovů, které měly neobyčejně dobré mechanické a fyzikální vlastnosti, se namnoze zbytečně zahazují a ničí, ačkoli představují cenný a často jedinečný materiál pro vědecký výzkum a názorné vyučování ve školách. Takové vzorky a všechny příslušné údaje je třeba zachovat a vystavit v muzeích, neboť systematická sbírka těchto vzorků by jistě velmi pomohla všem, kdo se zabývají studiem vad kovů.

New York, srpen 1956 *E. P. Polushkin*

PODĚKOVÁNÍ

Je samozřejmé, že nelze psát knihu o vadách kovů, aniž se použije poznatků popsaných ve velkém množství prací rozptýlených v řadě publikací. Pokládáme tedy za svou povinnost zdůraznit, že jsme velmi zavázáni všem výzkumným pracovníkům zabývajícím se vadami kovů, z jejichž prací jsme čerpali; naše kniha je jen souhrnem prací, na nichž se podílelo mnoho výzkumníků. Jsme si plně vědomi, že jsme ve svém souhrnu možná něco vynechali nebo se někde zmýlili. Vždyť vědomosti o vadách kovů jsou dosud neúplné a namnoze si odporují. Doufáme, že naše kniha by mohla podnítit systematičtější výzkum a studium jednotlivých „nemocí kovů". Znovu zdůrazňujeme, jak je důležité pečlivě uschovávat všechny zajímavé vzorky kovů s vadami, zároveň se všemi dosažitelnými údaji o těchto vzorcích, protože jsou velmi cenným materiálem ke studiu různých vad.

Obzvláště jsme zavázáni paní Olze Behrmanové za její neocenitelnou spolupráci při pracném shromažďování jednotlivých potřebných údajů a při porovnávání rukopisu knihy s originálními prameny. Její spolupráce byla jedním z nejdůležitějších činitelů, které umožnily dokončit knihu.

Upřímně děkujeme také bývalému profesoru Lehighské university dr. Bradleymu Stoughtonovi za jeho podnětné rady a konstruktivní kritiku při prohlídce rukopisu a panu C. H. Wellsovi, presidentu firmy Sarco Co., Inc., za jeho srdečné povzbuzování a pevnou víru v užitečnost této knihy.

Během dlouholeté spolupráce se zesnulým dr. Colinem Finkem, profesorem Columbijské university v. v., měli jsme mnoho možností studovat charakteristické účinky koroze na antické bronzové a měděné předměty. Chtěli bychom proto poděkovat dr. Finkovi za jeho podnětné náměty při studiu materiálu, který je stručně popsán v poslední kapitole této knihy.

OBSAH

Kapitola I

ÚVOD

Pojmy „vada" a „porucha" označují různé nedokonalosti kovů a mnohdy je zaměňujeme. Mezi oběma pojmy je však jasný rozdíl. „Vada" označuje nedokonalost kovového materiálu, která má svůj původ ve výrobním pochodu polotovaru nebo hotové součásti, kdežto „porucha" vzniká za provozu hotové součásti buď jako důsledek vady výrobku, nebo z jiných příčin, které s materiálem výrobku samým přímo nesouvisí. I dobrý kovový materiál bez vad může selhat, porušit se, jestliže se ho správně nepoužije. Tyto poruchy jsou často důsledkem nesprávné konstrukce strojních zařízení, nezaoblených přechodů, přetížení nebo jiných mimořádných provozních podmínek. Naproti tomu segregace, staženiny, pórovitost, trhliny nebo vměstky jsou vždy škodlivé a jsou typickými příklady vad kovů.

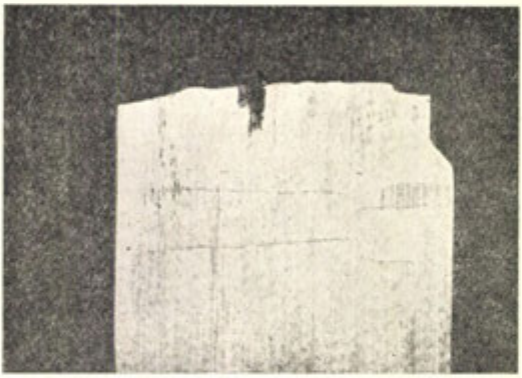
Je třeba si uvědomit, že technické kovy nemohou být ani při nejlepším výrobním postupu bez různých běžných vad. Stupeň čistoty kovu, tvarová přesnost polotovarů i konečných výrobků, rozsah různých povrchových vad atd. mohou být pouze relativní; je to důsledek toho, že moderní způsoby výroby kovů z rud a jejich mechanické a tepelné zpracování nejsou ještě dokonalé. Jakékoli požadavky na dosažení lepší jakosti, než je běžná jakost, vyžadují mimořádnou práci a péči při zpracování, a projeví se proto vyšší cenou. Je jasné, že čistota oceli na nástroje nebo rychle se otáčející strojní součásti musí být lepší než čistota běžné konstrukční oceli. Přesná znalost skutečných podmínek, za nichž jsou jednotlivé součásti v provozu, musí být vždy vedoucí zásadou při volbě vhodného materiálu. Hranici mezi dovolenými odchylkami od běžných hodnot a tím, co již není přípustné, určují normy jednotlivých států (např. ČSN) a jiné autoritativní prameny údajů o vlastnostech materiálů.

I. VÝKLAD POZNATKŮ PŘI STUDIU KOVŮ

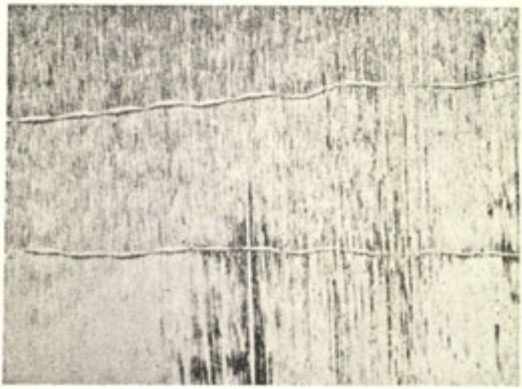
Hloubka poznání, k níž můžeme dospět přímým nebo mikroskopickým pozorováním kovu s vadami, jakož i chemickými a fyzikálními zkouškami, závisí hlavně na našich schopnostech, jak dovedeme vyložit příčinné souvislosti výsledků provedených pozorování a zkoušek. Pouhé výsledky samy o sobě vysvětlují jen zřídka příčiny vad a poruch a pouze jejich interpretací, ať byly získány přímým pozorováním nebo zkouškami, můžeme získat maximum poznání.

U velké většiny poruch materiálu odhalíme jejich pravou příčinu teprve po systematickém prostudování všech okolností, které s poruchou přímo souvisí. Někdy mohou být důležité i nepřímé důkazy, jak ukáže následující případ.

Při provozu se zlomila součást těžkého lisu. Jak je obvyklé při právním projednávání náhrady škody, obviňovala firma, která lis vyrobila, provozovatele z nesprávné



Obr. 1a skut. vel.



Obr. 1b zvět. 3,5 ×

Obr. 1. Zlomené součásti lisu

obsluhy stroje. Při prohlídce zlomené součásti lupou se nalezly na jejím opracovaném povrchu trhliny neobvyklého vzhledu. Podobaly se řetízku stejně dlouhých přerušovaných trhlinek, uprostřed širokých a na koncích vybíhajících do špiček *(obr. 1a a 1b)*. Další šetření odhalilo, že tento vzhled trhlin vznikl při hoblování součásti úzkým nožem, který se lehce chvěl při přejíždění trhliny a tímto způsobem ji rozevřel ve středu záběrové plochy. Tento důkaz prokázal nad všechnu pochybnost, že v součásti byla trhlina již před obráběním.

Připomeňme si slova H. Brearleye, který řekl: „Vzhled prasklého nástroje, z něhož je třeba usoudit na příčinu zlomení, nelze ani změřit, ani zvážit. Přesto je stejně přesvědčivý jako absolutní číselné údaje".*)

Mnohdy lze získat cenné poznatky z prohlídky lomové plochy, kterou je třeba zachovat v původním stavu bez zamaštění a znečištění jako průkazný doklad. Je-li část lomové plochy trvale zabarvena, naznačuje to, že již před úplným porušením byla v tomto místě trhlina, do níž pronikal olej nebo vzduch. Vzhled lomu může podat přímý důkaz o příčině poruchy, má-li např. typický vzhled únavového lomu *(obr. 2)*, nebo je-li nadměrně pórovitý *(obr. 3)*, jeví-li zřetelnou trhlinu (nebo staženinu), nebo je-li povrch výrazně dřevitý (břidlicovitý) *(obr. 4 a 5)*.

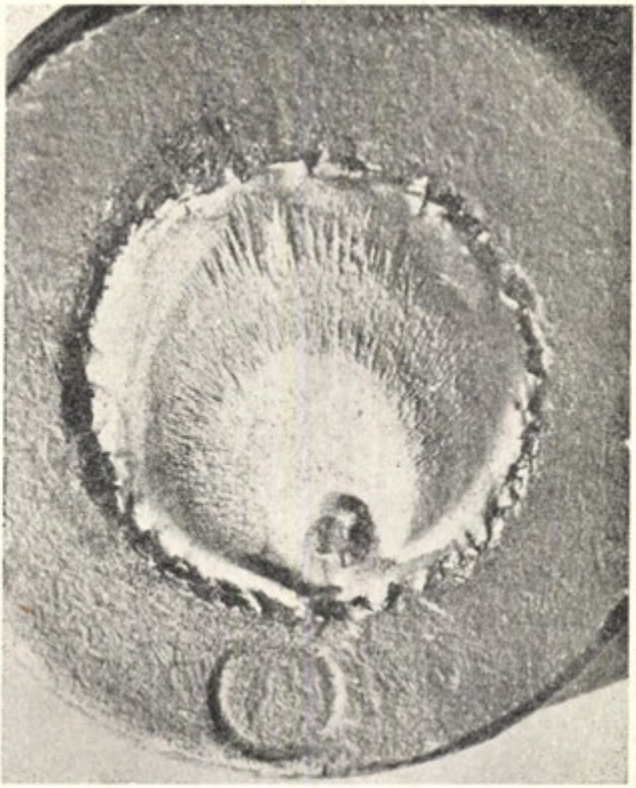
Hrubozrnný lom *(obr. 6)* naznačuje přehřátí nebo spálení. Různé typy lomů jsou na *obr. 7* až *14*.

Vzhled lomové plochy závisí na podmínkách, které vedly k lomu. Podélné lomy tvářeného kovu mají vláknitý vzhled, protože kov obsahuje četné protažené vměstky. Příčné lomy mají vzhled zrnitý. Lomy zkušebních tyčí při zkoušce tahem se liší od lomů vzniklých rázem nebo za provozních podmínek.

U zlomené součásti se musí pečlivě prohlédnout celý povrch, zdali na něm nejsou trhlinky, prasklinky, přeložky nebo jiné povrchové vady. Zkoumáním makrostruktury zjistíme segregaci (viz kap. II), staženiny, bublinatost a fyzikální nehomogenitu,

---

*) Kniha: „The Heat Treatment of Tool Steel".



zvět. 2 ×

Obr. 2. Únavový lom

jako jsou např. nepředpokládané svary, nauhličení povrchu, špatný průběh vláken tvářeného kovu *(obr. 15 a 16)* a způsob krystalizace litého kovu *(obr. 17)*.

Trhliny a dutiny pod povrchem můžeme zjistit speciálními metodami, které popíšeme v dalších kapitolách o bublinatosti a trhlinách.

Místa, z nichž se mají odebrat vzorky pro mikrovýbrusy, chemickou analýzu a fyzikální zkoušky, musí se vybírat pečlivě. Vzhledem k možným odchylkám v chemickém složení a ve vlastnostech porušené součásti je naprosto nutné, aby se vzorky odebraly přímo z místa poruchy nebo jeho největší blízkosti; odebere-li se vzorek namátkově, může zkouška vést k chybným závěrům.

II. PROSTOROVÝ VÝKLAD STRUKTURY

Vzhled struktury pozorované v rovině závisí na orientaci roviny výbrusu vzhledem ke kovu. U tvářených kovů zjišťujeme podstatné rozdíly struktury ve třech hlavních řezech: podélném, příčném a tangenciálním. Podélný výbrus leží v rovině procházející osou součásti a je rovnoběžný se směrem válcování nebo kování. Příčný výbrus je kolmý na směr válcování a tangenciální je rovnoběžný se směrem válcování, ale neleží v rovině procházející osou součásti *(obr. 18)*. U litých kovů můžeme rozlišit dva hlavní řezy: svislý, rovnoběžný se směrem lití, a vodorovný.



zvět. 2 ×
Obr. 3.
Pórovitý lom litého bronzu



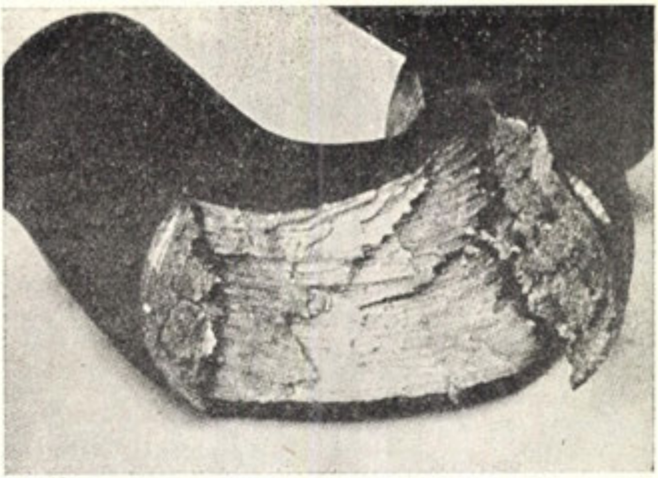
skut. vel.
Obr. 5. Břidlicovitý (dřevitý) lom, chrómovanadová ocel



zvět. 2 ×
Obr. 4. Břidlicovitý (dřevitý) lom, uhlíková ocel

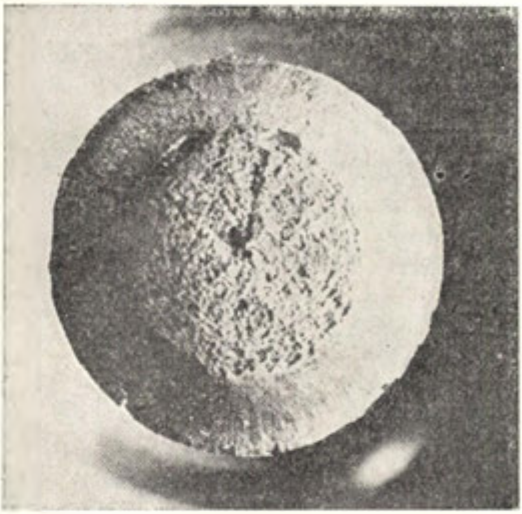


skut. vel.
Obr. 6. Prasklý řetěz ze svářkové oceli s hrubozrnným lomem



skut. vel.

Obr. 7. Svářková ocel (*Obr. z knihy G. U. Unos: Visual Examination of Steel*)



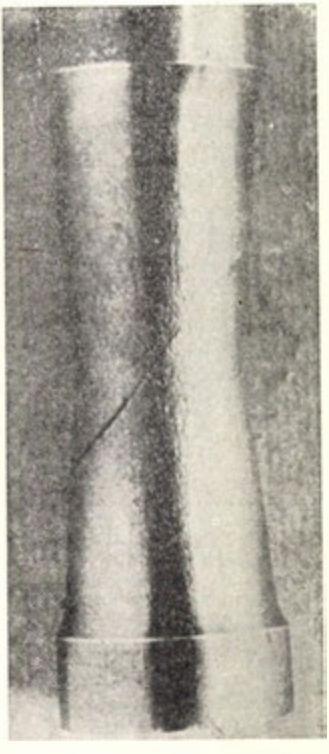
zvět. 2,5 ×

Obr. 8. Kalíškový lom, manganový bronz:

mez průtažnosti:	43,0 kg/mm²
mez pevnosti:	54,0 kg/mm²
tažnost na 50 mm:	31,5 %

▶

mez průtažnosti:	39,6 kg/mm²
mez pevnosti:	56,3 kg/mm²
tažnost na 50 mm:	37,5 %



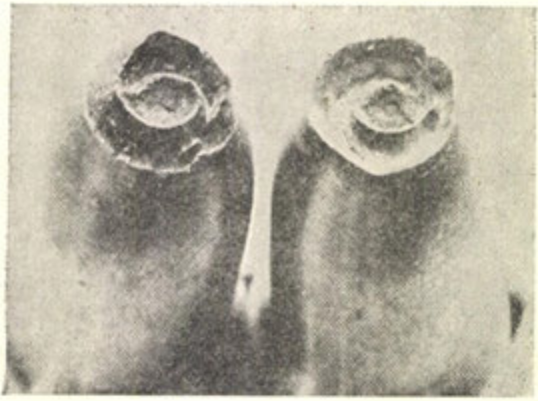
zvět. 2 ×

Obr. 9. Smykový lom, manganový bronz



zvět. 2,5 ×

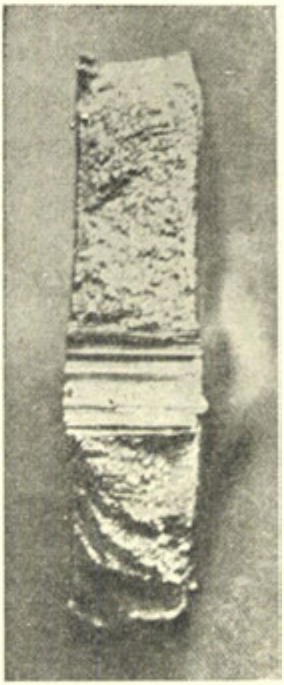
Obr. 10. Frézový lom, slitinová ocel



zvět. 2 ×

Obr. 11. Spirálný lom, fosforový bronz:

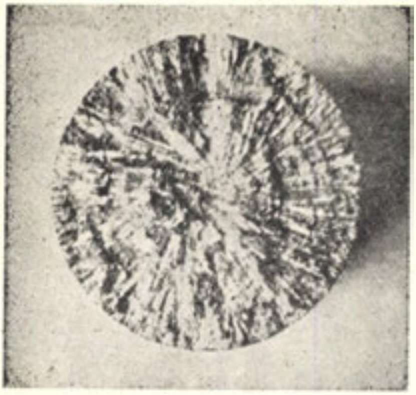
mez průtažnosti:	54,6 kg/mm²
mez pevnosti:	62,0 kg/mm²
tažnost na 50 mm:	19,0%



skut. vel.

Obr. 12. Ocelová deska s částečně vrstevnatým lomem

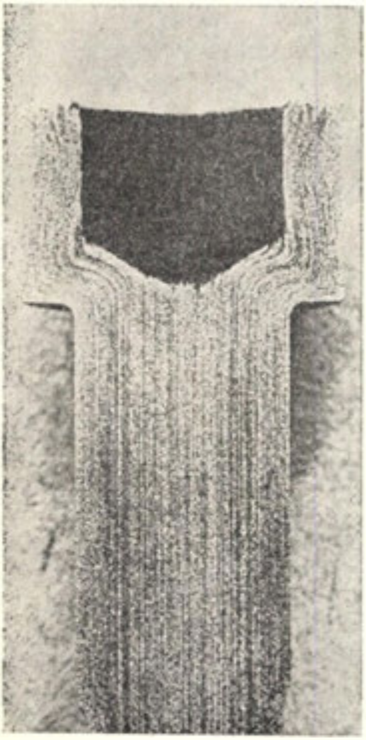
Vzhled mikrostruktury pouze v jediném řezu může vést k omylům. Například podélný výbrus slitiny měď-nikl ukazuje řádkovitou strukturu *(obr. 19)*, kdežto na tangenciálním výbrusu se u téže součásti jeví struktura dendritická *(obr. 20)*. Kov byl válcován, ale s nedostatečnou redukcí, takže původní dendritická struktura nebyla odstraněna, ale dendrity byly rozválcovány do rovnoběžných vrstev.



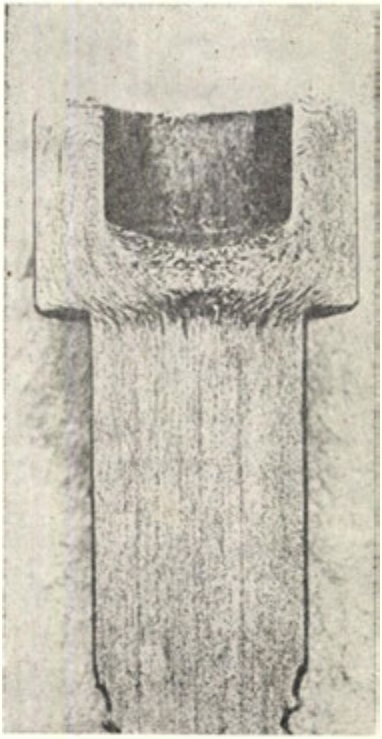
skut. vel.
Obr. 13. Paprskový lom litého antimonu



skut. vel.
Obr. 14. Částečně zabarvený lom vzniklý za provozu

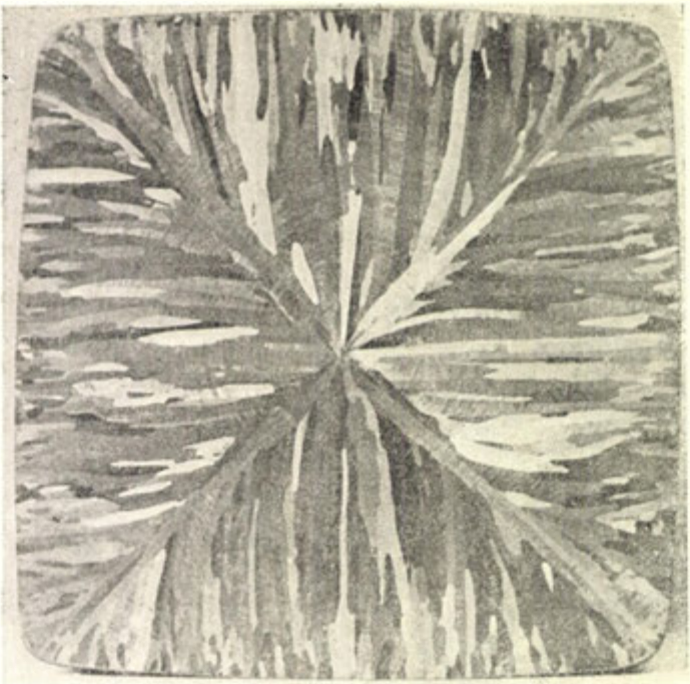


zvět. 3,5 ×
Obr. 15.
Správný průběh vláken



zvět. 3,5 ×
Obr. 16. Nebezpečné zhuštění vláken v kritickém průřezu

Průběh vláken ve šroubech s válcovitou hlavou s vnitřním šestihranem



skut. vel.

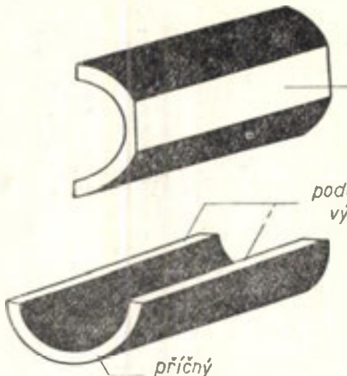
Obr. 17. Řez ingotem z bezkyslíkaté elektrovodné mědi (O. F. H. C)

Studium křehké konstrukční oceli na podélném výbrusu neodhalí hrubé austenitické zrno *(obr. 21)*, které je však zřetelně vidět na tangenciálním výbrusu *(obr. 22)*. Při studiu mikrovýbrusů obvykle zjišťujeme, že deformace krystalů tvářením je v každém ze tří hlavních směrů různá.

Při mikroskopickém pozorování kovů vidíme na výbrusu pouze rovinné řezy jednotlivými složkami struktury, z nichž si musíme učinit představu o jejich skutečném prostorovém uspořádání. Protože jsme zvyklí prohlížet pouze rovinné výbrusy, můžeme snadno zapomenout, že jednotlivé strukturní složky jsou trojrozměrné, a často mluvíme a myslíme v pojmech geometrie rovinné místo prostorové. Je zbytečné dokazovat, že každý předmět mikroskopického pozorování — tvar zrn nebo jejich uspořádání v kovu, typ struktury, strukturní účinky tváření a tepelného zpracování a změny struktury vznikající za provozu — je třeba si představovat prostorově. Jen tehdy, když skutečně porozumíme prostorovému uspořádání strukturních složek v kovech, můžeme získat správný názor o vlivu různých činitelů na mikrostrukturu.

Odvodit prostorový tvar tuhého tělesa podle rovinných řezů jím vedených není vždy jednoduché. Je poměrně snadné rozpoznat kulový tvar některých vměstků, pokud se na výbrusech jeví jako kruhové útvary různého průměru; nebo válcový tvar, který se v hlavních řezech jeví jako kruh určitého průměru a jako elipsy nebo obdélníky různého rozměru a tvaru. Rovněž si lze představit krychličky, které se na výbrusech jeví jako čtverce, obdélníčky nebo trojúhelníčky různého tvaru a rozměru.

Potíže vznikají, když se snažíme představit si prostorový tvar složitých struktur, např. eutektika v zrcadlovině na *obr. 23.* Eutektikum se jeví jako směs dvou složek, austenitu a podvojného karbidu železa a manganu, uspořádaných jako rovnoběžné tyčinky a rozptýlené globulky. Snímek však neukazuje, zda tyto globulky skutečně existují, nebo zda jde pouze o příčný řez tyčinkami. Protože se velikost tyčinek mění plynule od velikosti globulek až do jistého maxima, můžeme soudit, že se struktura skládá jen z tyčinek v prostoru různě orientovaných, takže se na namátkově volené rovině výbrusu jeví jako kroužky a krátké nebo



Obr. 18. Charakteristická orientace výbrusů z trubky



zvět. 100 ×
Obr. 19. Podélný výbrus



zvět. 100 ×
Obr. 20. Tangenciální výbrus

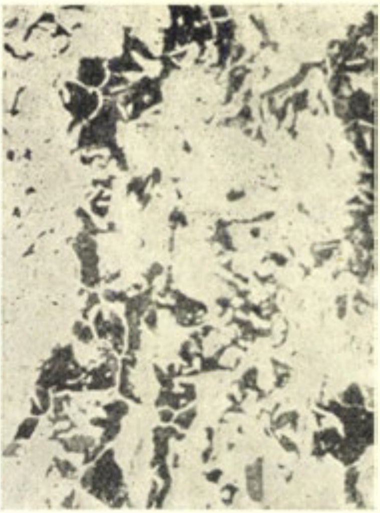
Rozdíly ve vzhledu mikrostruktury na podélném a tangenciálním výbrusu slitiny Cu-Ni

dlouhé obdélníkové plošky. Tento předpoklad lze ověřit tak, že na výbrusu vyznačíme určitou plošku a pak jej obrousíme, takže dostaneme další výbrus v malé hloubce pod prvním.

Vytvoření představy o prostorovém uspořádání lamelární (destičkovité) struktury je stejně obtížné. Ztotožníme-li se s názorem, že se perlit skládá z rovnoběžných rovinných destiček feritu a cementitu střídavě uspořádaných, musíme v zorném poli mikroskopu najít mezi řadou útvarů perlitu na výbrusu takové místo, kde rovina výbrusu prochází buď jenom feritovou, nebo cementitovou lamelou. Při pozorování však obvykle takové místo nenajdeme, neboť jeho rozměry jsou příliš malé a nesouhlasí s pozorovanou délkou lamel, které často procházejí celým zrnem *(obr. 24).* V mnohých případech mají lamely v perlitu ustupující zvrásněné okraje, nebo se v prostoru lomí jako na *obr. 25,* nebo se vyskytují společně se zrnitým cementitem *(obr. 26).* Tyto zvláštnosti struktury a okolnosti, že na výbrusu nenajdeme místa,



zvět. 75 ×
Obr. 21. Podélný výbrus



zvět. 45 ×
Obr. 22. Tangenciální výbrus

Křehká konstrukční ocel. Rozdíly ve vzhledu mikrostruktury na podélném a tangenciálním výbrusu

kde rovina výbrusu souhlasí s rovinou lamely, svědčí o tom, že lamely mají složitý tvar s velmi malými rovinnými úseky a že se jejich orientace v prostoru neustále mění. Náčrtek na *obr. 27* ukazuje jeden z možných tvarů lamel.



Podle tradičních popisů je grafit vyloučen v šedé litině ve tvaru vloček. Tento názor o tvaru grafitu vznikl ze vzhledu grafitové pěny, která se vylučuje z litiny při odlévání. V řezu pod mikroskopem nejsou však částice grafitu ploché, nýbrž mají zřetelně protáhlý tvar, přímý nebo zakřivený s ostrým ukončením. Částice grafitu se velmi často větví ze společného středu, a v tomto případě označujeme způsob jeho vyloučení jako „hnízdovitý" *(obr. 28* až *30)*.*)

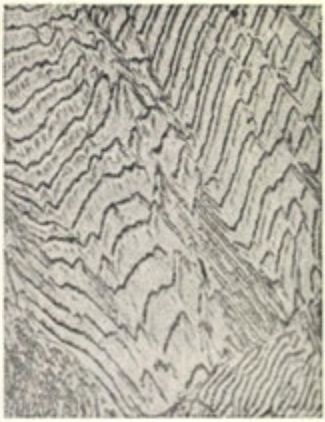
*) J. W. Bolton: Graphitization and Inclusions in Gray Iron, Trans. Am. Foundry-men's Assoc., 45 (1937), str. 467.

Obr. 23. Představa prostorového uspořádání struktury podle vzhledu na výbrusu. Eutektikum v zrcadlovině
zvět. 100 ×

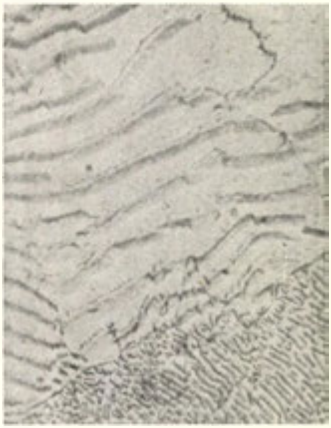
Obr. 24 až 26. Lamelární struktura perlitu. Tři různé řezy perlitem v nadeutektoidní oceli



zvět. 1000 ×
Obr. 24.

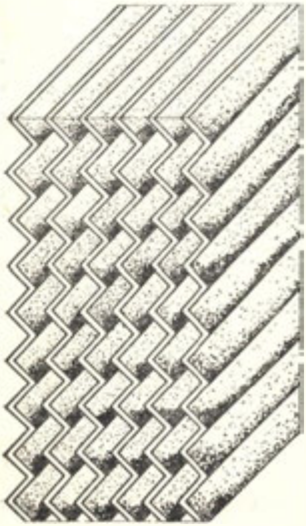


zvět. 1000 ×
Obr. 25.



Obr. 26. zvět. 1000 ×

Podvojné slitiny mají často strukturu, v níž zrna jedné strukturní složky jsou obalena druhou složkou, která se na výbrusu jeví jako síťoví. Jak ukázali Jeffries a Archer v pojednání o tomto typu struktury, fyzikální vlastnosti těchto slitin závisí do jisté míry na vlastnostech fáze tvořící síťoví.*) Je-li síťoví tvořeno tvrdou a křehkou fází, je slitina jako celek křehká; je-li síťoví měkké, je slitina houževnatá. Toto tvrzení předpokládá, že síťoví je souvislé. Se změnami složení slitiny se



◄ *Obr. 27.* Náčrtek uspořádání lamel v perlitu

mění značně tloušťka síťoví. U nadeutektoidní oceli s obsahem uhlíku málo větším, než přísluší eutektoidnímu složení, bude tloušťka cementitového síťoví menší, než je rozlišovací schopnost optického mikroskopu, takže vyloučení cementitu nezjistíme.

Je známo, že i zcela malá přísada (0,05 %) vizmutu způsobí zkřehnutí zlata. Tato křehkost se vysvětluje vznikem velmi tenkého filmu křehkého eutektika Au—Bi na hranicích zrn, které však pravděpodobně optickým mikroskopem nerozlišíme.

---

*) Jeffries a Archer: The Science of Metals, McGraw-Hill Book Co., 1924.



Obr. 28. zvět. 65 ×



zvět. 400 ×
Obr. 29. Neleptáno



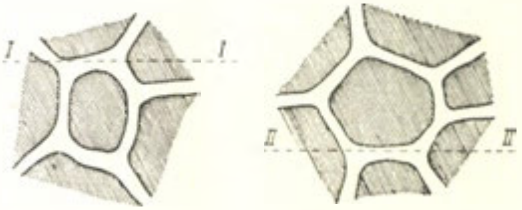
Obr. 30. Neleptáno zvět. 1320 ×

Tvar grafitu v šedé litině. Obr. 28 — běžné leštění a leptání. Obr. 29 a 30 — po pečlivém vyleštění

Má-li síťoví dostatečnou tloušťku, je pravděpodobné, že najdeme pod mikroskopem takové řezy, které procházejí pouze síťovím, aniž odhalí druhou strukturní složku síťovím obalenou (schematické znázornění na *obr. 31*). V těchto řezech se síťoví bude jevit značně tlustší než v jiných.

Mikroskopické zkoumání výbrusů čistých kovů a jednofázových slitin ukázalo, že existuje velké množství polygonálních krystalů, které se liší tvarem, rozměry a prostorovou orientací *(obr. 32)*. Nejčastěji se vyskytují pětiboké tvary.*)

*) C. H. Desch: The Chemistry of Solids, Cornell University Press, Ithaca, 1934, str. 60.



Obr. 31. Síťová struktura. Na řezech I a II kolmých k rovině tohoto obrázku se bude tloušťka síťoví jevit větší

Tváření za studena zanechává v zrnech stopy deformace, jevící se na výbrusu jako „čáry“ nebo „pruhy“. Zkoumání tří různě orientovaných výbrusů za studena tvářeného kovu ukazuje velké rozdíly ve vzhledu deformačních čar, jak je vidět na *obr. 33* a *34*. Na tangenciálním výbrusu pásku z měkké oceli je obraz deformačních čar velmi složitý *(obr. 34)*.

Protože mikroskopické zkoumání je velmi podstatnou součástí výzkumu příčin vad a poruch, pokládal jsem za nutné uvést předchozí úvahy o prostorovém uspořádání strukturních složek, abych ukázal na omezenost výsledků získaných zkoumáním jediného výbrusu, a také proto, abych obrátil pozornost na nutnost získat prostorové představy struktury. Výzkum struktury rentgenovými paprsky nám dává konečné údaje o prostorovém uspořádání atomů v absolutních číslech. Abychom však pochopili význam odvozených schémat, je třeba pa-



zvět. 660 ×

Obr. 33. Příčný výbrus trubkou z měkké oceli, vyrobenou pochodem „Rockrite“.



Obr. 32. Železo Armco zvět. 150 ×

Typický vzhled struktury za studena tvářené měkké oceli na podélném výbrusu je na obr. 177, kap. XII



zvět. 335 ×

Obr. 34. Pásek z měkké oceli válcovaný Steckelovým způsobem. Tangenciální výbrus, prodloužené leptání kyselinou pikrovou

matovat při mikroskopickém pozorování kovů, že struktura je trojrozměrná.*)

Dále uvádíme seznam literatury, v níž se vady kovů popisují obecně. Literatura týkající se zvláštních případů je na konci každé kapitoly.

Klíč k seznamu literatury

bronzy: [65] [96]
dělové hlavně: [68]
fluoroskopie: [49], [50]
gamagrafie kovů: [32], [34], [45], [48]
hořčík: [93]
koncentrace napětí (pnutí): [23]
kontrola: [61]
kontrola bez porušení (nedestruktivní): [25]
kontrolní postupy, členění: [51]
kovy a slitiny na letecké konstrukce: [8], [14]
kuličkování: [24]
lomy: [38], [39], [40], [42], [71 až 80], [84], [87]
nástroje: [20], [91]
nýtované spoje: [67]
ocelové odlitky: [88], [89]
odebírání vzorků: [51]
odlitky: [56], [61], [88], [89]
pájení: [97], [98]
povrchové vady: [9]
poruchy krystalů: [30]
přilnavost elektrolyticky nanášených povlaků: [101]
radiografie kovů: [32], [34], [45 až 48]
rentgenografie kovů: [11], [12], [15]
svařování, svary: [70]
temperovaná (kujná) litina: [19], [27]
tlakové odlitky: [26]
tvoření krystalizačních center: [37]
únava: [85]
vady, obecné charakteristiky: [10]
vady tepelného zpracování: [4], [52]
vady oceli: [1], [2], [16], [17], [18], [59], [66], [69]
válcované výrobky: [31]
velikost zrn: [63]
výkovky: [4], [7]
vyšetřování vad: [3]
zápustky: [6]
zjišťování vad: [58]
zkoušení ultrazvukem: [28], [29], [33], [53], [54], [57], [92]
žáropevné materiály, jejich vlastnosti: [99], [100]

LITERATURA KE KAPITOLE I

1. The Subcommittee on Service Failures, A. S. M. — Basic Causes of Service Failures in Metals. *Metals Handbook* (1948) 243—254. Extensive bibliography.
2. E. W. Nelson: Defects Due to Improper Working of Steel. *Heat Treating and Forging*, 21 (Dec. 1935) 563—565.
3. G. E. Howarth: Metallurgical Post-Mortem Examinations. *J. Inst. Production Engrs., 13* (1934).
4. E. W. Nelson: Defects Caused by Improper Heat Treating and Forging. *Heat Treating and Forging, 18* (Nov. 1932).
5. Harry B. Pulsifer: *Inspection of Metals.* Publ. by the American Society for Metals, Cleveland (1942).
6. L. H. Williamson. — Die Failures, Their Diagnosis and Cure. *Metal Progr., 28* (July 1935) 32—37.
7. W. E. Jominy and A. M. Steever: A New Forging Defect: Its Cause and Cure. *Metal Progr., 19* (Jan. 1931).
8. C. W. George. — Investigation of Failures of Aircraft Components. *J. Birmingham Met. Soc., 27* (June 1947).
9. C. L. Meyette and V. E. Elliott: A Method for Determining the Origin of Surface Defects in Rolled Steel Products. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 2368* (1948).

*) V posledních letech přispívá k objasnění prostorového uspořádání struktury *stereometrická metalogra'e*, jak se nazývá soustava metod metalografického rozboru, která umožňuje určit jeho geometrické parametry. S. A. Saltykov [104] ve své knize „Stereometrická metalografie" popisuje současný stav stereometrické metalografie. Názornými příklady dokazuje, jak klamné mohou být představy o prostorové struktuře kovů a slitin, odvozené z běžných pozorování a hodnocení na plošném výbrusu. Popisuje parametry, které jsou rozhodující pro stanovení prostorové struktury, a statistické metody, jimiž lze tyto parametry určit. Z jejich měření na plošném výbrusu lze pak matematicky odvodit prostorové uspořádání strukturních složek. — Pozn. inž. B. a inž. T.

10. J. L. Burns and V. Brown. — Diagnosis of Metal Troubles in Industry. *Metal Progr., 31* (1937) 380—385.
11. Herbert F. Scobie: X-Ray Inspection Detects Repair Job. *Am. Foundryman, 6* (Oct. 1944).
12. New Tester Reveals Tungsten Wire Defects. *Iron Age, 159* (Jan. 30, 1947) 56.
13. Noel Brindle: Pitfalls to Avoid in Tooling Screw Machines, Part III. *Screw Machine Engineering, 9* (June 1948) 40—44.
14. T. T. Neill. — Failures of Aircraft Engine Parts and Causes Theoreof. *Proc. A. S. T. M., 30* (June 1930) 99—108; discussion pp. 194—200.
15. Clyde B. Jenni: X-Ray Inspection Reveals Stopper Heads Defects. *Steel, 115* (Oct. 16, 1944).
16. F. Körber: The Cause and Prevention of Defects Appearing During the Working of Mild Steel. *Stahl u. Eisen, 47* (July 14, 1927) 1157—1166.
17. A. J. K. Honeyman and A. Fisher: Defects in Steel and Their Detection. *J. West. Scot. Iron Steel Inst., 52* Part III (Session 1944—45) 39—57.
18. M. de Sars.: Defects in Steel Ingots. *Rev. mét.* (May-June 1946) 137—155.
19. Henri Laplanche. — The Principal Defects in Black-Heart Malleable Iron and their Micrographic Diagnosis. *Fonderie* (March 1947) 564—581; in French.
20. J. Y. Riedel. — Causes of Tool Failures. — I Mechanical Factors. *Metal Progr., 58* (Aug. 1950) 171—175.
21. "The Tool Steel Trouble-Shooter", *Handbook 322,* publ. by Bethlehem Steel Co., Bethlehem, Pa. (1952).
22. A. S. M., Committee on Engine Metals. — Engine Metals and Engine Wear. *Metal Progr.* (July 15, 1954) 91—96.
23. A. S. M., Committee on Stress Concentration. — Effect of Stress Concentration on Design Strength. *Metal Progr.* (July 15, 1954) 97—103. Literature.
24. A. S. M., Committee on Shot Peening. — Shot Peening and Other Surface Working Processes. *Metal Progr.* (July 15, 1954) 104—108.
25. A. S. M., Committee on Nondestructive Inspection. — Selection of Methods for Nondestructive Inspection. *Metal Progr.* (July 15, 1954) 159—163.
26. Hiram K. Barton: 24 Ways to Avoid Trouble in Die Casting Design, Part I. *Die Castings, 8* (Sep. 1950) 24—26, 58.
27. Henri Laplanche: The Principal Defects in Black-Heart Malleable Iron and their Micrographic Diagnosis. *Fonderie, No. 14* (Feb. 1947) 507—526; in French.
28. Adolf Lutsch: Nondestructive Materials Testing by Means of Ultrasonics Using the Transit-Time Echo Process. *Arch. Eisenhuttenwes., 23* (Jan./Feb. 1952) 57—65; in German.
29. G. A. Holmes, Y. Ots and E. Symon: The Belgian Method of Ultrasonic Testing of Materials. *Métaux (Corrosion-Inds.), 27* (Jan. 1952) 24—33; in French.
30. J. J. Slade, Jr. and Sigmund Weissmann: Study of Imperfections of Crystal Structure in Polycrystalline Materials: Low Carbon and Silicon Ferrite. *J. Appl. Phys., 23* (March 1952) 323—329.
31. Paul Grüner and T. Brüggeman. — Subcommittee on Rolling. Report No. 193. Ver. deut. Eisenhüttenleute; abstr. *in Metal Progr., 61* (March 1952) 98, 100, 102, 104. — Defects in Rolled Products.
32. A. Morrison: Exposures for Radium Radiography of Steel. *Metal Progr.,* Data Sheet (June 1950) 780-B.
33. Editorial. — Ultrasonic Testing of Gas Turbine Discs. *Metal Progr.* (April 1950) 468—473.
34. H. R. Clauser: *Practical Radiography for Industry.* Reinhold Publishing Corp., New York (1952)
35. Ralph Irving. — Shot Peening Cuts Drill Pipe Failures. *World Oil, 135* (July 1, 1952) 109—110.
36. John S. Rinehart and John Pearson. — Conical Surfaces of Fracture Produced by Asymmetrical Impulsive Loading. *J. Appl. Phys., 23* (June 1952) 685—687.
37. Roman Smoluchowski: Theory of Nucleation in Solids. *Ind. Eng. Chem., 44* (June 1952) 1321—1323.
38. M. Gensamer, E. Saibel, J. T. Ransom and R. E. Lowrie: The Fracture of Metals. *Welding J.* (N. Y.), *26* (Aug. 1947) 443s—484s.
39. E. Orowan. — Fracture and Strength of Solids. *Repts. Progr. in Phys., 12* (1949) 185—232.
40. Fracture of Metals. *Metal Ind.* (London), *70* (May 2, 1947) 307—308.

41. Francesco Baldi: Localization of Defects by Means of X-Rays. *Metallurgia ital., 42* (April 1950) 133—136; in Italian.
42. A. J. C. Wilson: *X-Ray Optics; the Diffraction of X-Rays by Finite and Imperfect Crystals*, Methuen & Co., Ltd. London (1949).
43. Alexander Gobus: New Hot Radiography Process Cuts Pipe-Weld Inspection Time by 50%. *Power, 98* (April 1954) 126—127.
44. Ruper Le Grand: Radiographic Inspection Fits Into Work Processing Schedules. *Am. Machinist, 90* (Nov. 7, 1946) 134—137.
45. E. L. La Grelius: Importance of Radiography in Inspection. *Foundry Trade J., 82* (June 12, 1947) 139—140.
46. L. R. Carr: The Quantitative Interpretation of Radiographs in Terms of Mechanical Properties. *J. Sci. Instruments, 23* (Oct. 1946) 221—227.
47. Ray McBrian and R. Wayne Parcel: Gamma Radiography of Rail Welds in the Moffat Tunnel. *Ind. Radiography Non-Destructive Testing, 5* (Summer 1946) 28—31.
48. R. A. Gezelius: Gamma Ray Radiography — Its Advantages and Disadvantages. *Aluminum and Non-Ferrous Rev., 10* (July-Sep. 1945) 43—45.
49. B. Cassen and D. S. Clark: An Investigation of the Fluoroscopy of Light Alloy Castings. *Automotive and Aviation Inds., 94* (Jan. 1946) 26—30, 78, 82, 85.
50. B. Cassen and D. S. Clark: Fluoroscopy. *Metal Ind.* (London), *67* (Dec. 7, 1945) 375—377.
51. H. C. Hamaker: The Theory of Sampling Inspection Plans. *Philips Tech. Rev., 11* (March 1950) 260—270.
52. Hermann Raunaus and Paul Gruner: Research on the Causes of Defects in Drop Forgings. *Stahl u. Eisen, 70* (March 30, 1950) 253—264; in German.
53. Supersonic Inspection. *Steel, 117* (Dec. 24, 1945) 94, 96.
54. J. W. Dice: Testing Materials for Internal Discontinuities with Supersonic Echoes. *Ind. Radiography Non-Destructive Testing, 5*, (Spring 1947) 29—33.
55. A. Ogarev: Electrochemical Jet Test. *Metal Ind.* (London), *70* (May 9, 1947) 338—340.
56. R. W. Ruddle: A Preliminary Study of the Solidification of Castings. *J. Inst. Metals, 77* (March 1950) 1—36.
57. Wesley S. Erwin and Gerald M. Rassweiler. Ultrasonic Resonance Applied to Nondestructive Testing. *Rev. Sci. Instruments, 18* (Oct. 1947) 750—753.
58. Paul S. Olmstead: Detecting Troubles. *Metal Progr., 65* (April 1954) 178, 180, 182, 184.
59. Editorial: Porosity in "Y" Alloy Pistons. *Metal Ind.* (London), *83* (Aug. 21,1953) 145.
60. J. Howard Williams: Casting Inspection. *Proc. Inst. Brit. Foundrymen, 42* (1949) Bl-B20.
61. Three-Dimensional Inspection and Layout of Castings, *Western Metals, 5* (May 1947) 33.
62. Average Ultimate Strength of Materials. *Materials and Methods, 25* (May 1947) 119.
63. Frederick C. Hull: A New Method for Making Rapid and Accurate Estimates of Grain Size. *Metals Technol. 14, Tech. Publ. No. 2160* (June 1947) 13 pages.
64. T. B. Thompson: Better Rail-Testing Technique. *Ry. Age, 122* (May 31, 1947) 1126—1128.
65. Austen J. Smith: Problems in Bronze Foundry Practice. *Proc. Inst.. Brit. Foundrymen, 42* (1949) A127-A132; discussion pp. A123—A133.
66. J. Y. Riedel: Causes of Tool Failures. — I. Mechanical Factors. *Metal Progr., 58* (Aug. 1950) 171—175.
67. M. M. Kraichik and A. V. Obukhov: Possible Defects of Automatically Riveted Joints and Methods for their Prevention. *Avtogennoe Delo* (Acetylene Welding) (Jan. 1950) 12—16; in Russian.
68. J. W. Spretnak, K. L. Fetters and E. L. Layland: Ingot Factors in the Production of Seamless Gun Tubes. *Trans. A. S. M., 39* (1947) 627—650; discussion p. 650.
69. S. A. Herres and C. H. Lorig: Influence of Metallurgical Factors on the Mechanical Properties of Steel. *A. S. M.* Preprint No. 20 (1947).
70. Weld Defect Chart. *Welding Engr., 35* (June 1950) 49.
71. Clarence Zener: The Micro-Mechanisms of the Initiation of Fracture. *A. S. M., Seminar*, Chicago (Oct. 18—19, 1947).
72. J. E. Dorn: Effects of Stress State on Fracture. *Ibid.*
73. George Sachs: Effects of Strain on Fracture. *Ibid.*

74. J. H. Hollomon: Effects of Structure on Fracture. *Ibid.*
75. J. G. Slater: Metallurgical Aspects of Brittle Fracture Phenomena in Structures. *Ibid.*
76. E. R. Parker: Effects of Section Size on Fracture. *Ibid.*
77. George Irwin: Fracture Dynamics. *Ibid.*
78. W. P. Roop: Reduction of Data on Ductility of Steel. *Ibid.*
79. P. Shearin: Fracturing Characteristics of Low-Carbon Steel. *Ibid.*
80. P. W. Bridgman: Fracture and Hydrostatic Pressure. *Ibid.*
81. J. D. Lubahn: Notch Bar Tensile Testing. *Ibid.*
82. F. R. N. Nabarro: Report on Conference on Mechanical Properties of Solids at the University of Bristol. *Ibid.*
83. J. Marin: New Testing Machines for Combined Stress Experiments. *Ibid.*
84. E. Saibel: Time Effect in the Fracture of Materials. *Ibid.*
85. E. S. Machlin: Dislocation Theory of the Fatigue of Metals. *Ibid.*
86. L. H. Donnell: Projected Experimental Study of the General Laws for Deviation from Elastic Behavior under Combined Stresses. *Ibid.*
87. T. A. Read: Correlations between the Fracture of Metals in Shear with their True Stress-Strain Properties. *Ibid.*
88. Giacomo Ferrero and Giuseppe Ziliani: Defects in Steel Castings. *Metallurgia 43*, (Aug. 1951) 323—332; in Italian.
89. G. W. Nicholls and D. T. Kershaw: System of Studying Casting Defects. *Foundry Trade J., 91* (Oct. 4, 1951) 383—390; (Oct. 11) 423—440; (Oct. 25) discussion pp. 473—478.
90. A. M. Hall: Metallographic Etchant to Distinguish Oxidation in Steel. *Metal Progr.* (July 1946).
91. R. Grunberg: Deterioration of Tools Used under Pressure in the Foundry. *Métallurgie, 84* (Dec. 1952) 923, 925—927; in French.
92. R. Schinn and U. Wolff: Ultrasonic Testing of Heavy Steel Forgings by the Pulse-Echo Technique. *Stahl u. Eisen* (1952).
93. A. S. M., Defects in Magnesium. *Metals Handbook* (1948) 975.
94. Hiram K. Barton: 24 Ways to Avoid Trouble in Die Casting Design, Part III. *Die Castings, 8* (Nov. 1950) 25—28.
95. Editorial: The "Abreuvage" Defect. *Foundry Trade J., 89* (Aug. 24, 1950) 215—216.
96. Austen J. Smith: Problems in Bronze Foundry Practice. *Engineering, 167* (June 17, 1949) 557—558; *Foundry Trade J., 86* (June 23, 1949) 615—620.
97. Roger Metzler: 6 Steps to Better Silver Brazing. *Am. Machinist, 94* (Sep. 18, 1950) 100—102.
98. Quick Test Eliminates Brazing Defects. *Iron Age, 166* (Aug. 31, 1950) 59.
99. R. A. Jones: High-Temperature Materials for Aircraft Power Plants. *Tech. Data Digest, 14* (July 1, 1949) 15—21.
100. Ward F. Simmons and A. B. Westerman: Metals for High Temperature Service. *Metals Rev., 22* (June 1949) 5—9.
101. R. E. Wilson: Industrial Electrodeposition; Quality of Adhesion-Testing of Deposits. *Metal Ind.* (London), *72* (March 12, 1948) 211—213; (March 26, 1948) 251—254.
102. Cyril Stanley Smith: Microstructure. *Trans. A. S. M. 45* (1953) 533—575.
103. R. A. La Combe: Cutting Material and Production Costs with Shot-Peening. *Production Engineering & Management, 19* (May 1947) 75—79.

Doplňky literatury ke kapitole I

Sestavili inž. B. a inž. T.

104. S. A. Saltykov: Stereometrická metalografie Praha, SNTL 1961.
105. F. Píšek: Nauka o materiálu, I. díl. Praha, ČSAV, 1957.
106. F. Píšek: Nauka o materiálu, II. díl. Praha, ČSAV, 1959.
107. V. Zedník: Zkoušení kovů. Praha, SNTL, 1957.
108. V. Košelev: Základy metalografie ocele. Praha, SNTL, 1953.
109. V. Košelev: Metalografické tabulky. Praha, Technickovědecké vydavatelství, 1952.
110. V. Jareš: Ocel. Praha, SNTL, 1962.
111. Z. Ministr: Praktická metalografická mikroskopie. Praha, SNTL, 1956.
112. V. Zedník: Kapitoly z fysiky kovů. Praha, Technickovědecké nakladatelství, 1950.

Kapitola II

NESTEJNORODOST

I. ÚVOD

Rozložení chemických prvků v technických slitinách není vždy rovnoměrné. Zejména u ingotů a odlitků často zjišťujeme, že některé oblasti slitiny jsou některými prvky obohaceny, zatímco jiné oblasti jsou o tyto prvky ochuzeny. Tyto místní odchylky od průměrného (tavebního) složení jsou vyvolány speciálními podmínkami při tuhnutí slitiny. Pokud je všechna tavenina tekutá, jsou prvky, které ji tvoří, prakticky rovnoměrně rozloženy v tavenině. V okamžiku, kdy kov začne tuhnout, začnou z taveniny nejdříve krystalovat složky tuhnoucí při nejvyšší teplotě a pak postupně složky s nižší teplotou tuhnutí. Složení obou fází — kapalné a tuhé — se v každém okamžiku mění a během tuhnutí je vždy různé. Difúze se sice snaží vyrovnávat rozdíly ve složení krystalizující tuhé fáze, avšak probíhá pomaleji než změna koncentrace příměsí v tavenině. Ve vzniklé tuhé fázi (tuhém roztoku) zůstane tedy zachováno rozdílné chemické složení. Výsledkem tohoto způsobu tuhnutí je dendritická struktura slitiny *(obr. 35)*.

Hlavní a vedlejší osy dendritů jsou tvořeny nejdříve tuhnoucí složkou taveniny s větším obsahem prvků tuhnoucích při vyšší teplotě, zatímco prostory mezi osami dendritů jsou vyplněny taveninou ztuhlou při nižší teplotě. *Dendritická segregace* se proto omezuje na jednotlivé krystaly. Při běžném leptání, které není citlivé na rozdíly v chemickém složení kovu, není u oceli dendritická struktura vždy patrna a také může být překryta dalšími změnami při ochlazování v tuhém stavu.

Tuhnutí technických slitin probíhá velmi zřídka klidně a bez zásahu rušivých vlivů. Je obvykle provázeno uvolňováním plynů, které způsobují v tuhnoucí slitině vířivé proudění. Tím vznikají v tavenině proudy dolů i nahoru, které promíchávají kapalnou a tuhou fázi nepravidelně. Při místním ztuhnutí taveniny napříč k ose kokily vzniknou „*mosty*“, na nichž se zachytí nekovové částice *(„nárůst“)*, které pak nemohou klesnout do spodního konce staženiny (Belding, diskuse k [3]). Smršťováním nejdříve ztuhlých primárních krystalů se během tuhnutí tvoří kapilární kanálky, kterými proniká tavenina o nízkém bodu tuhnutí do oblastí ztuhlých za vyšších teplot.

Segregace závisí obecně na mnoha činitelích. Jsou to: a) chemická příbuznost slitinových prvků, která je navzájem váže již v tavenině, b) změny rozpustnosti, které mají vliv na vylučování tuhé fáze, c) teplotní a tlakové spády (gradienty) v tuhnoucí tavenině, d) vývin plynů, e) smršťování nejdříve ztuhlých primárních krystalů, f) vliv zemské tíže, g) vliv difúze vyvolané koncentračními rozdíly.

Segregace může začít ještě před začátkem tuhnutí, pokud je tavba ještě v peci. O možnosti takového předběžného seskupení (iontů) v tavenině se zmiňuje E. C. SMITH [8] a lze je pokládat za prokázané, zvláště tehdy, když spolupůsobí vliv rozdílů ve specifických váhách.



zvět. 100 ×

Obr. 35. Dendritická segregace. „Dendritická struktura" lité děloviny

Různé typy nestejnorodosti

Vyskytuje-li se segregace jako periodicky a v malých vzdálenostech se opakující změny koncentrace, nazýváme ji *mikroskopickou*. Probíhá v rozsahu jednoho krystalu. Tento typ segregace nalézáme u slitin s dendritickou strukturou. Protože se koncentrace mění obvykle pozvolna, zdá se, že rozložení chemických prvků ve velkém objemu slitiny je rovnoměrné *(obr. 35)*.

Při *makroskopické segregaci* (celkové, pásmové) nastávají rozdíly v chemickém složení na velkých vzdálenostech, a to umožňuje odběr vzorků pro kvantitativní rozbor.*) Segregaci označujeme jako „*normální*" čili „*pozitivní*" (+) tehdy, když povrchové oblasti ingotu nebo odlitku jsou obohaceny vysoko tajícími látkami, kdežto středová oblast je obohacena nízko tajícími složkami.

Vyskytují-li se nízko tající složky v místech, kde nejprve ztuhly složky vysoko tající, mluvíme o „*obrácené*" *(negativní* (—), *inverzní)* segregaci.

Důkaz takového proniknutí segregované taveniny nacházíme někdy v rozích ingotů, kde níže tající tavenina vyplnila mezery mezi dendrity rostoucími z obou sousedních boků ingotu. Tento jev je znám jako „*rohová segregace*".

Kužel obrácené segregace nacházíme často v patní části ocelových ingotů *(obr. 36* a *37)*. Segregace v této oblasti je způsobena klesáním volných krystalů ze střední části ingotu směrem do paty.

Gravitační segregace vzniká tehdy, když rozdíly v měrné váze fází jsou dostatečně velké, aby způsobily rozvrstvení taveniny a nahromadění těžších složek ve spodních vrstvách.

---

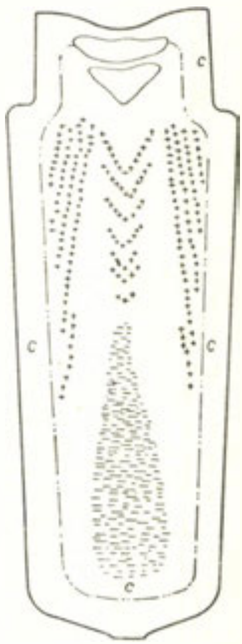
*) Nejmodernější analytické metody, jako je rentgenová analýza mikroobjemů („*sonde électronique*" podle CASTAINGA), při níž se zkoumá primární rentgenové záření, které vzniká dopadem velmi zkoncentrovaného svazku urychlených elektronů na povrch výbrusu, dovolují analyzovat plošky o průměru menším než 1 mikron u všech prvků s atomovým číslem vyšším než 11. Lze jimi zjistit rozsah mikroskopické segregace, zvláště pomocí přístrojů vybavených vychylováním svazku elektronů. Tyto přístroje dovolují topograficky zjistit průběh koncentrace prvků na ploše několika čtverečních milimetrů a také analyzovat vměstky in situ.

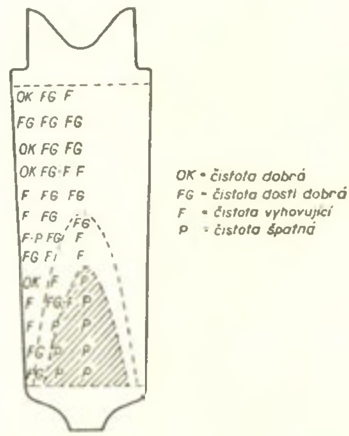
Též autoradiografie slitin s přísadou radioaktivních izotopů legujících prvků a nečistot dovoluje velmi přesně sledovat mikroskopickou i makroskopickou segregaci. — Pozn. překl.

Výpotky (likvace). Tento název se volí pro označení vycezeniny, je-li část taveniny vytlačena vnitřním přetlakem na povrch odlitků.*)

Doplněk inž. B. a inž. T.

V názvech vnitřní nestejnorodosti kovů a slitin, která vznikla následkem selektivity tuhnutí v období primární krystalizace, je značná nejednotnost. Významným





Obr. 37

◀ *Obr. 36.* Kužel inverzní segregace (—) ve spodní části ingotu *(Znázornění B. M. Larsena)*

příspěvkem k sjednocení české terminologie nestejnorodosti litých útvarů je příspěvek J. Přibyla [64]. Většina autorů se shoduje v tom, že segregace je jevem specifickým, který nelze zamezit. Vycezeniny jsou jevem odvozeným, druhotným, který nevzniká, nenastává-li tvorba jakýchkoli dutin v tuhnoucím materiálu. Nestejnorodost (bez přihlédnutí ke staženinám a ředinám) lze rozdělit na dva základní typy: 1. segregace, 2. vycezeniny.

Názvu „*likvace*" není tedy třeba vůbec používat. Uvedené základní skupiny nestejnorodosti se člení dále podle tohoto schématu:

---

*) Pro mechanismus vzniku výpotků platí [65], že mohou vzniknout tehdy, vznikne-li mezi ingotem a kokilou při ochlazování smršťovací štěrbina nebo je-li k dispozici jiný volný prostor. Mohou vzniknout také tehdy, nastane-li přerušení odvodu tepla z ingotu, takže matečná tekutina, ztuhlá v mezidendritických prostorách, se roztaví a roztavený kov se vytlačí na povrch. — Pozn. inž. B. a inž. T.

- Nestejnorodost
  - segregace
    - krystalová
      - vnitrokrystalová
      - mezikrystalová
    - makrosegregace
      - ve směru působících sil
        - kladné
        - záporné
      - kolmo k působícím silám
        - normální (přímá)
        - obrácená (inverzní)
  - vycezeniny
    - povrchové (výpotky, výrony)
    - vnitřní (podle vzhledu)
      - uzlíčkové (bodové)
      - trhlinové (plošné)
      - stvolové (kanálkové)

Krystalová segregace se projevuje nestejnorodostí v oblasti jednoho krystalu (dendritu, globulitu). *Vnitrokrystalová segregace* se objevuje převážně u silně rozvětvených dendritů. *Mezikrystalová segregace* se projevuje silně mezi globulity. *Makrosegregace* se projevuje chemickou nestejnorodostí v různých pásmech odlitku. Její rozsah je dán teplotním a silovým polem tuhnoucího odlitku. Při kladné segregaci putuje lehčí složka s nižším bodem tavení vzhůru účinkem gravitace. *Záporné segregace* se projevují tehdy, je-li složka s nižším bodem tavení specificky těžší než složka s vysokým bodem tavení. Teplotním polem tuhnoucího odlitku je možno ve značné míře ovládat rozsah obou druhů segregací.

Při normální čili přímé makrosegregaci je níže tající složka více zastoupena v tepelné ose útvaru než v povrchových částech. *Makrosegregace obrácená* neboli *inverzní* se projevuje buď rovnoměrným obsahem segregujících prvků v celém útvaru, nebo obohacením segregujících prvků v povrchových částech útvaru.

Vycezeniny vznikají proniknutím kovu do dutin nebo mezer tvořících se při tuhnutí mezi odlitkem a formou, nebo uvnitř litého útvaru. *Povrchové vycezeniny* bývají nazývány *výpotky*. Při větších vycezeninách na povrchu odlitku hovoříme o *výronech kovů*.

Vnitřní vycezeniny se zpravidla rozlišují podle vzhledu, poněvadž znalosti o mechanismu vnitřních vycezenin jsou stále ještě velmi malé.

Uzlíčkové (bodové) *vycezeniny*, vznikají v ředině nebo bublině s nízkým tlakem plynu.

Trhlinové neboli *plošné vycezeniny* jsou způsobeny vtlačením a nasátím mateční taveniny působením kapilárních sil do vnitřních trhlin vytvořených v kašovitém stavu. Jejich uspořádání může připomínat písmena A a V.

Stvolové neboli *kanálkové vycezeniny* vznikají vtlačením a nasátím mateční taveniny do kanálků v kašovitém stavu, vytvořeném stoupající bublinou. Neústí-li kanálek až do hlavové staženiny, tvoří se *červovité vycezeniny*. Soubor těchto vycezenin bývá uspořádán do tvaru písmena A.

Vycezeniny působí nepříznivě na tvárnost a soudržnost materiálu. Proto zaviňují vznik trhlin a zhoršují mechanické vlastnosti ve větší míře než dendritická segregace. Vycezeniny všeobecně je nutno považovat za místa poruch v pravidelné krystalizační struktuře, která se vyplňují matečnou taveninou, obohacenou nečistotami z meziosových prostorů dendritů v jejich okolí.

N. Chvorinov [66] rozděluje vycezeniny podle charakteru a mechanismu jejich vzniku na dvě základní skupiny:

1. vycezeniny, které pocházejí od poruchy vznikající z jednoho bodu jeho objemovým narůstáním a jednosměrným pohybem v čáře *(bodové, červovité, stvolové);*

2. vycezeniny, které lze odvodit od poruchy vznikající v celé ploše v podobě mezery nebo trhliny.

Druhou, poměrně významnou skupinu vycezenin, které vznikají jako plošná porucha, můžeme rozdělit rovněž na různé typy podle stadia vývoje a podmínek vzniku. Jsou to:

a) Za počáteční stadium vývinu plošných poruch lze považovat vznik mezer mezi jednotlivými dendrity nebo jejich skupinami. Tyto mezery jsou poměrně úzké. U ingotů jsou skloněny směrem vzhůru do středu odlitků a jsou nejlépe patrné při prohlížení dendritické struktury. U menších ingotů tvoří tyto vycezeniny ve větším počtu pásma *mimostředových A-vycezenin.*

b) *V-vycezeniny*, které se vyskytují převážně ve středových částech ingotů v podobě nepravidelných pruhů skloněných dolů. Tyto vycezeniny jsou typem plošné poruchy pravidelné krystalizační struktury, při níž je vznik mezery (trhliny) spojen s jejím posuvem.

c) Vycezeniny, které se vyskytují ojediněle v osové části velkých ingotů některých druhů ocelí. Mají zcela typický tvar klikatých trhlin. Lze je považovat za vycezeniny vzniklé roztržením materiálu před jeho úplným ztuhnutím. Tato porucha probíhající v ploše je bez posuvu.

Seskupením jednotlivých vycezenin ve větším počtu vznikají vycezeninové oblasti neboli pásma, seskupením mezidendritických vycezenin vznikají A-vycezeniny jednoduchého pásmového typu. Seskupením vycezenin červovitých vznikají rovněž pásmové A-vycezeniny červovitého typu. Stejně tak je možná tvorba A-vycezeniny komplexního typu seskupením mezidendritických a červovitých vycezenin.

Seskupením V-vycezenin s bublinovými nebo červovitými vycezeninami vznikají středové vycezeniny komplexního typu.

Charakteristickým druhem vycezenin jsou *vycezeniny stvolové*. Setkáváme se s nimi zejména u těžších ingotů. Vznik stvolových vycezenin souvisí pravděpodobně i s velikostí ingotu a s poměrným množstvím vykrystalizované fáze. Je pravděpodobné, že vznik stvolových vycezenin je komplexního rázu a je podmíněn vznikem mezidendritických vycezenin. Z rozboru některých charakteristických znaků stvolových vycezenin vyplývá rovněž závěr, že zdrojem stvolových vycezenin, a tedy i zárodečných stadií je vylučování bublin vodíku v krystalizačním pásmu během tuhnutí. Lze tedy stvolové vycezeniny vysvětlit jako poruchy dendritické struktury účinkem bublin vodíku. — (Konec doplňku)

*

Segregující prvky

V uhlíkové oceli segregují: síra, uhlík, fosfor a kyslík (jako kysličník železnatý). V menší míře: mangan a křemík. HIBBARD rozděluje prvky v oceli na dvě skupiny: a) prvky, které se chemicky slučují se železem — uhlík, fosfor a síra — a mají velký sklon k segregování, b) prvky, které tvoří se železem slitiny — křemík, titan, hliník a mangan a segregují poměrně jen málo. S možnou výjimkou manganu zmenšují ostatní prvky druhé skupiny segregaci ostatních prvků.

Ve slitinových ocelích segregují kromě již uvedených prvků hlavně chróm a molybden, méně nikl a křemík.

Roztavená ocel ohřátá těsně nad teplotu tání může rozpustit až dvojnásobný objem vodíku, než je objem kovu. Při tuhnutí se rozpustnost vodíku zmenšuje na

méně než polovinu. Vodík v oceli segreguje stejně jako ostatní rozpuštěné prvky a soustřeďuje se v horní středové části ingotu [3].

Většinu plynů vznikajících při tuhnutí neuklidněné oceli tvoří kysličník uhelnatý a uhličitý. Uvolňování kyslíku nastává většinou v horní části ingotu [1].

Plyny mají sklon segregovat více ke středu než k povrchu, obrácená (inverzní) segregace nastává často u bronzů. V mosazích s velkým obsahem zinku segreguje zinek v hliníkových slitinách měď a v hořčíkových hořčík. Ve slitinách olova segreguje olovo, v ložiskových kovech měď.

Dendritická segregace vzniká ve všech podvojných a vícesložkových slitinách, které tuhnou jako tuhé roztoky.

II. METODY ZJIŠŤOVÁNÍ NESTEJNORODOSTI

Makroskopickou segregaci zjišťujeme odebráním vzorků na vybraných místech a jejich chemickou analýzou. Aby se zabránilo možným chybám, které by vznikly povrchovým oduhličením, třísky získané vrtáním z povrchu do hloubky 3 mm se zahazují.

Kvalitativním měřítkem segregace je poměr mezi největší a nejmenší koncentrací daného prvku. U oceli se tento poměr zvětšuje s rostoucí velikostí ingotu, např. u uhlíku z 1,2 u jednotunového ingotu asi na 3 u ingotu nad 100 t [3]. Stupeň segregace lze stanovit také porovnáním složení určitého zvoleného místa ingotu s pánvovou analýzou.

Odlévá-li se ocel bez přídavku hliníku, má vnější pásmo ingotu do hloubky asi 10 mm složení zhruba shodné s pánvovou analýzou. Obsahy síry, manganu a mědi jsou v této oblasti prakticky stejné jako u pánvové analýzy, kdežto obsahy uhlíku a kyslíku jsou asi o 0,02 až 0,025 % menší.*) Složení tohoto povrchového pásma můžeme proto pokládat za složení tekutého kovu (ROSA, diskuse k [11]).

Rozsah nestejnorodosti slitin se zjišťuje obvykle dvěma metodami: a) *makroskopickým leptáním* a b) *sirníkovým otiskem (obr. 44* a *45*, str. 40). Žádná z těchto metod neudává přesné rozdíly v koncentraci chemických prvků, ale poskytuje důležité informace o rozložení prvků ve slitině. Zkoušky se provádějí na podélném řezu nebo na příčném řezu ingotem. Zkoušené povrchy se obrábějí např. hoblováním a jen zřídka se brousí, a to pouze v případech, kde se užívá složité leptací techniky. Zkoušený povrch musí však být rovný a odmaštěný. Příprava povrchu vyžaduje určitá opatření, např. vhodný žíhací cyklus před obráběním povrchu výbrusu atd. [5].

Činidla pro makroskopické leptání způsobují hlubší naleptání nebo tmavější zabarvení segregovaných oblastí, přičemž je jejich účinek závislý na koncentraci leptadla.

Makroskopické leptání oceli

1. Směsí koncentrované kyseliny solné a sírové, např. v poměru 12 dílů H_2SO_4 + + 38 dílů HCl + 50 dílů H_2O. Leptá se 15 až 20 minut v lázni přikryté poklopem a ohřáté téměř na teplotu varu.

2. 25% vodným roztokem kyseliny sírové za studena; doba leptání je 8 až 16 hodin. Vyvolává dendritickou strukturu.

3. Roztokem 40 g chloridu železitého, 3 g chloridu měďnatého, 40 cm^3 HCl a 500 cm^3 H_2O. Povrch výbrusu se má nejprve předleptat 10% HNO_3. Vyvolává dendritickou segregaci.

---

*) U neuklidněné oceli odlévané s víčkováním nacházíme v okrajovém pásmu ingotu obrácenou segregaci.

4. 50% vodným roztokem HCl. Leptá se při 70 až 80 °C pro dobu 10 minut. Vhodné pro ocelové ingoty a výkovky.

5. Nasyceným roztokem kyseliny pikrové v lihu (denaturovaném). Vyžaduje jemně vyleštěný povrch, leptá se ponořením po dobu 2 hodin. Vznikající černá usazenina se musí čas od času setřít. Vyvolává podrobnosti struktury, segregaci uhlíku a dendritickou strukturu.

6. Heynovým leptadlem, skládajícím se z 1 dílu chloridu měďnato-amonného a 12 dílů vody. Leptá se ponořením po dobu 1 až 2 minut. Usazená měď se omývá vodou, ale na slitinových ocelích může ulpívat tak pevně, že vyžaduje rozpuštění čpavkem.

7. Leptáním kyselinou pikrovou podle bodu 5, po němž následuje po osušení přeleptání Heynovým činidlem podle 6. Vyvolává jemné detaily v dendritické struktuře a segregace uhlíku a fosforu.

8. Steadovým leptadlem č. 1 na segregace fosforu: 10 g $CuCl_2 . 2\,H_2O$, 40 g $MgCl_2 . 6\,H_2O$, 20 cm³ HCl a 1 000 cm³ etylalkoholu.

9. Steadovým leptadlem č. 2 na segregace fosforu: 5 g $CuCl_2 . 2\,H_2O$, 4 g $MgCl_2 . 6\,H_2O$, 1 cm³ HCl, 20 cm³ H_2O a 100 cm³ etylalkoholu.

10. Leptadlem na segregace fosforu: 1,5 g $CuCl_2 . 2\,H_2O$, 5 g krystalického dusičnanu nikelnatého, 6 g $FeCl_3$ a 12 cm³ H_2O. Leptá se ponořením po dobu 1 až 2 minut, vyžaduje jemně vyleštěný povrch.

11. 5% roztokem HNO_3 v lihu. Vyvolává segregace uhlíku v rychlořezných ocelích. Leptá se až do ztmavnutí základní hmoty.

12. Humphreyho leptadlem skládajícím se ze 120 g chloridu měďnato-amonného, 50 cm³ HCl, 1 000 cm³ H_2O, vyvolává segregace.

Leptadla na makroskopické leptání neželezných slitin

Ve všech případech je třeba povrch jemně vyleštit.

1. Mosazi: 5 dílů NH_4OH (spec. váha 0,9) a 1 díl 3 % H_2O_2. Leptá se potíráním výbrusu těrkou.

2. Na mosazi, bronzy a niklové slitiny: Grardův roztok: 5 g $FeCl_3$, 50 cm³ HCl a 100 cm³ H_2O.

3. Na mosazi: leptání čpavkem s peroxydem vodíku podle bodu 1 a přeleptání Grardovým roztokem podle bodu 2.

4. Na mosazi: nasycený roztok persíranu amonného ($(NH_4)_2S_2O_8$).

5. Na niklové slitiny: směs stejných množství ledové kyseliny octové a koncentrované kyseliny dusičné. Leptá se několikavteřinovým poléváním jemně vyleštěného výbrusu.

6. Na hliníkové slitiny: Flickovo leptadlo: 10 cm³ HF (konc.), 15 cm³ HCl (konc.) a 90 cm³ H_2O. Leptá se ponořením po dobu 10 až 20 vteřin, pak následuje omytí teplou vodou a ponoření do koncentrované kyseliny dusičné.

7. Na hliníkové slitiny: Tuckerovo leptadlo: 15 cm³ HF (konc.), 45 cm³ HCl (konc.) a 25 cm³ H_2O.

8. Na hořčíkové slitiny: 10 % vodný roztok kyseliny octové. Leptá se potíráním po dobu ½ minuty až 2 minut.

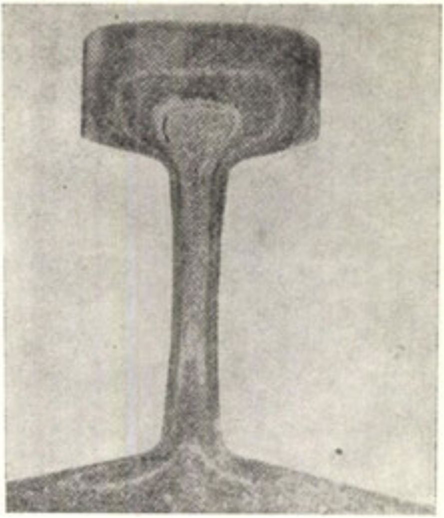
9. Na hořčíkové slitiny: 2% vodný roztok HNO_3. Leptá se potíráním.

10. Na slitiny zlata a stříbra: 1 díl 10% vodného roztoku persíranu amonného a 1 díl 10% vodného roztoku kyanidu draselného. Leptadlo musí být čerstvé.

11. Na slitiny wolframu: 3% H_2O_2 (potíráním) nebo Merckův „superoxol" ve zře-



Obr. 38. Rozložení V-vycezenin v ocelovém ingotu *(snímek z I. zprávy Iron and Steel Institute v Londýně o heterogenitě ocelových ingotů)*



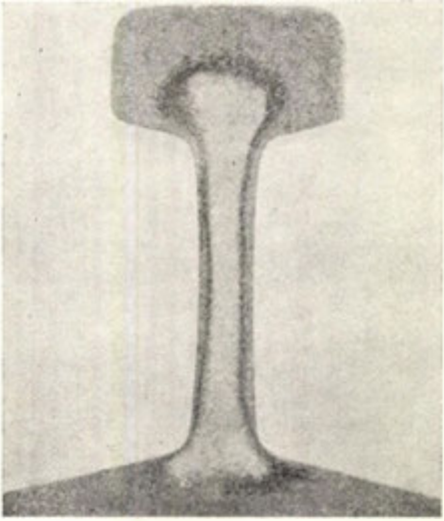
Obr. 39. Soustředěné rozložení segregací *(Snímek Titanium Alloy Manufacturing Co.)*

dění 15 dílů na 85 dílů vody; leptá se ponořením do vroucího roztoku po dobu 20 až 30 vteřin.

12. Na slitiny platiny: 2 díly $KHSO_4$, 1 díl NaCl, 1 díl MnO_2 a voda v dostatečném množství, aby roztok byl tekutý. Leptá se ponořením do vroucího roztoku po dobu 40 minut a déle.

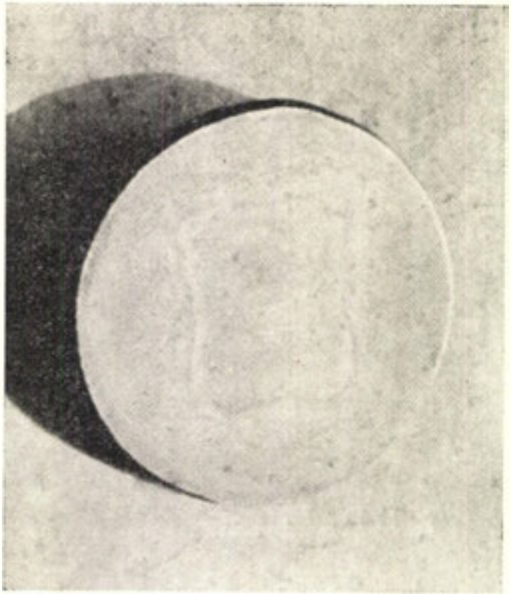
Podrobnější seznam leptadel je uveden v knize J. L. KEHLA: "The Principles of Metallographic Laboratory Practice".*)

*) V české literatuře lze najít podrobnější poučení v knihách [66] a [85]. — Pozn. inž. B. a inž. T.

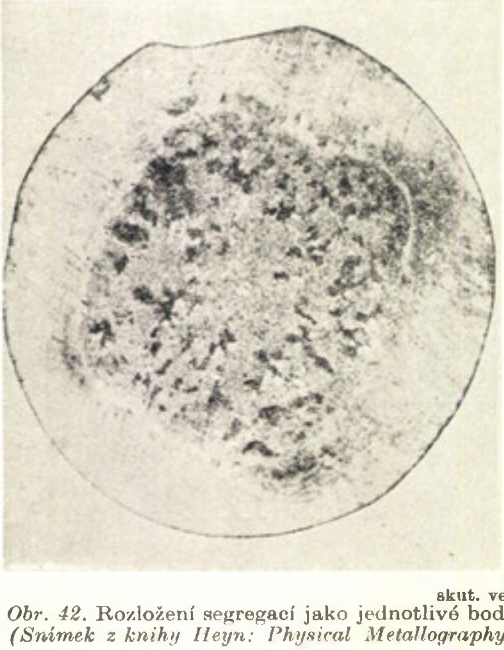


zmenš. na ½

Obr. 40. Soustředné rozložení segregací *(Snímek z práce A. Herrera a M. de Zubiria, Journ. Iron & Steel Inst., 118 (1928), str. 2)*



zvět. 1,5 ×
Obr. 41. Zachované původní čtvercové rozložení segregací v ingotu po tváření



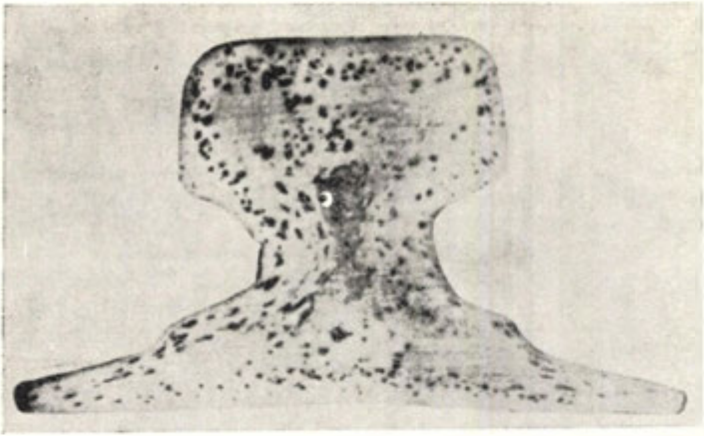
skut. vel.
Obr. 42. Rozložení segregací jako jednotlivé body *(Snímek z knihy Heyn: Physical Metallography)*

Sirníkový otisk na oceli (Baumannův otisk). Bromidový fotografický papír se navlhčí 3 až 4% roztokem H_2SO_4, přebytečný roztok se z listu setře, papír se přiloží emulzí na hrubě vyleštěný povrch oceli a rovnoměrně se přimáčkne na dobu 1 až 4 minut. Reakcí mezi sirníky v kovu a kyselinou vzniká sirovodík, který reaguje s bromidem za vzniku sirníku stříbrného, který vyvolá hnědé zabarvení papíru. Intenzita zabarvení, měnící se od barvy světle hnědé do tmavě hnědé, udává relativní množství sirníků v oceli *(obr. 40, 45,* str. 37 a 40*)*. Tato zkouška ukazuje dobře rozložení sirníků a jejich relativní koncentraci na výbrusu. Na otisky lze volit široký papír ze svitku.

Metoda Baumannova otisku je velmi rozšířena. Zjistilo se, že zabarvení je intenzívnější u příčného výbrusu než u výbrusu podélného. Tento rozdíl lze snad vysvětlit těsnějším rozložením sirníků v příčném řezu než v řezu podélném, kde jsou jednotlivé sirníkové vměstky více vzdáleny. Hatfield se domnívá, že sirníkové otisky dávají horší obraz o čistotě oceli, než je ve skutečnosti. S tímto názorem souhlasí Northcott, který zjistil, že účinek sirníků železa nebo podvojných sirníků železa a manganu je silnější než účinek pouhého sirníku manganatého.

U pórovité oceli se v dutinách nashromažďuje sirovodík, čímž vzniká zesílený účinek.

Metoda Heynova a Bauerova Hedvábná látka nasáklá kyselým roztokem chloridu rtuťnatého se přitlačí na 4 až 5 minut na vyleštěný povrch výbrusu. V místech bohatých na síru se látka zabarví černě, kdežto místa bo-



zmenš. na 0,57

Obr. 43. Rozložení segregací jako jednotlivé body. Po prvním stehu
(Zkušební zpráva, Watertown Arsenal, 1909)

hatá na fosfor vyvolají žluté zabarvení. Tato zkouška umožňuje rozlišit vliv obou prvků.

Van Royen a Ammermann pozměnili tuto metodu tím, že nahradili látku fotografickým bromidovým papírem, z jehož emulze byl odstraněn bromid stříbrný. Zjistili, že reakce probíhající v želatinové vrstvě papíru nasáklé kyselým roztokem chloridu rtuťnatého jsou stejné jako v hedvábné látce.

Rozložení nestejnorodostí

Celkový vzhled struktury vyvolaný makroskopickým leptáním nebo sirníkovým otiskem se může široce měnit. O *dendritické struktuře*, charakteristické pro tuhé roztoky, jsme se již zmínili.

Na podélných výbrusech velkých ocelových ingotů nalézáme často *V-vycezeniny*. Tyto vycezeniny se jeví jako krátké lomené šikmé pruhy tvaru písmena V nebo obráceného A (A-vycezeniny). Vznikají pozitivním vycezováním *(obr. 38)*. Vypadají jako sbíhající se proudnice v proudu kapaliny. Jejich vzhled naznačuje možnost, že vznikly vlivem proudění v rychle tuhnoucím kovu.

Hultgren [2] zjistil, že u teple litého ocelového ingotu byly vycezeniny výraznější, kdežto u 230mm ingotu odlitého do kokily ohřáté do červena byly sotva znatelné.

Koncentrické uspořádání se projevuje jako několik rovnoběžných pásem nebo čar na příčných výbrusech ocelových ingotů nebo odlitků. Tato pásma zjevně představují postupné etapy tuhnutí, mezi nimiž nastalo uvolňování plynů *(obr. 39 až 41)*.

Nestejnorodosti projevující se jako *jednotlivé rozhozené body (obr. 42 a 43)* jsou běžné u ocelových ingotů, které tuhly velmi neklidně. Je možné, že tyto vycezeniny vznikly v místech, kde původně byly v těstovité hmotě kovu dutiny, které se později vyplnily přítokem tekutého kovu z jiných míst ingotu [12].



Obr. 44.
Makroskopické leptání



Obr. 45.
Sirníkový otisk

Různé metody leptání
(Snímky z II. zprávy o heterogenitě oceli, Iron and Steel Institute)

Stupeň segregace

Stupeň segregace oceli může být vyjádřen číselně jako rozdíl $1 - K$, kde K je rozdělovací součinitel. Rozdělovací součinitel je definován jako poměr mezi koncentrací určitého prvku v tuhé a tekuté fázi v oblasti delta rovnovážného diagramu tohoto prvku se železem. Součinitel segregace určuje nejvyšší teoreticky možný stupeň negativní segregace [12].

C. R. Funk (diskuse k [11]) udává tyto hodnoty negativní segregace v ose ingotu z oceli s 0,31 % uhlíku a malým množstvím niklu a molybdenu: fosfor o 11 % nižší než na obvodě, síra o 8 % nižší než na obvodě.

Pozitivní segregace je větší, když je větší i segregace negativní.

Stupeň segregace síry vzrůstá se zvětšováním obsahu síry v kovu v pánvi.

U ingotů z neuklidněné oceli má střed ingotu větší obsah síry a uhlíku a menší obsah manganu a kyslíku, než udává pánvová analýza. Kromě toho je horní část středové oblasti ingotu bohatší na síru, mangan a uhlík než spodní (patní) část [1] *(obr. 44 a 45)*.

III. PODMÍNKY PŮSOBÍCÍ NA NESTEJNORODOST

Jak jsme již vysvětlili, pokládá se za hlavní příčinu mikroskopické segregace diferenciální (postupné) tuhnutí slitin, kdežto makroskopická (pásmová) segregace je způsobována hlavně relativním pohybem tuhnoucí a kapalné fáze v průběhu tuhnutí. V každém případě působí proti segregaci difúze, která se snaží zmenšit koncentrační rozdíly, a tím omezit segregaci.

Na segregaci mají vliv hlavně tyto podmínky:

a) *Sklon a umístění likvidu a solidu v rovnovážném diagramu* a jejich vzdálenost. Slitiny s velkým intervalem tuhnutí tuhnou ve velkém rozmezí koncentrací, které se difúzí obtížně vyrovnávají. Typickým příkladem jsou slitiny platiny se zlatem, kde vzdálenost mezi likvidem a solidem dosahuje u některých slitin až 250 °C.

b) *Podchlazení.* Aby se dosáhlo zmenšení segregace, je třeba odpichovat slitiny z pece při co možná nejnižší teplotě.

c) *Doba tuhnutí.* Segregace oceli jsou větší za všech podmínek vedoucích k prodloužení doby tuhnutí. Odlévá-li se ocel velmi teplá, je odmíšení větší [11]. Podobně i tlustá vrstva ložiskové kompozice tuhne pomalu, což způsobí větší segregaci.

d) *Teplota vnitřku ingotu ke konci lití.* Teplé lití způsobuje výraznější vycezeniny. V. NORTHCOTT tvrdí, že předpokladem pro vznik segregací je na prvním místě vytvoření strmého teplotního spádu v kokilách [9]. NELSON doporučuje lití při normálních teplotách jako nejlepší prostředek proti nadměrné segregaci.

e) *Vývin plynů při tuhnutí* zmenšuje segregaci promícháváním tuhnoucího kovu.



zvět. 90 ×
Obr. 46. Nadeutektoidní ocel ve středu hlavy kolejnice
(Snímek M. J. R. Morrise)

f) *Rozdíly ve specifické váze taveniny a ztuhlých krystalů* způsobují usazování krystalů železa ve spodní části oblasti negativní segregace v ocelových ingotech [3].

g) Podle H. M. HOWEA *rychlé tuhnutí* zmenšuje dendritickou a osovou segregaci v ocelových ingotech. Rychlé tuhnutí, a tím omezení segregace podporuje nízká licí teplota, masívní studené kokily, štíhlé ingoty, stahování kokily brzo po odlití a pečlivá desoxydace, aby se dosáhlo co největšího podchlazení oceli (The Metallurgy of Steel and Cast Iron).

h) *Konicita ingotů.* Protože sklon k segregaci je hlavně funkcí šířky pásma tuhnutí, vyžadují oceli různého složení různou konicitu ingotů [3].

i) Přímé *příčiny inverzní segregace* byly již uvedeny, např. přetlak plynů, smršťování dendritů během tuhnutí a vznik kanálků pro pronikání tekutého kovu a padání a usazování krystalů ve spodních částech ingotů.

j) *Přítomnost velkých množství segregujících prvků*, zvláště fosforu a síry, samozřejmě zvyšuje segregaci.

k) Vysoká koncentrace uhlíku v oceli může být způsobena licí (podložnou) kokilovou deskou *(obr. 46)*.

IV. NESTEJNORODOST TECHNICKÝCH SLITIN

Všechny slitiny, které vytvářejí při primární krystalizaci tuhé roztoky, mají v litém stavu dendritickou segregaci. Tuto strukturu nemusíme vždy odhalit zvolenou metodou leptání, nebo může být překryta dalšími změnami (překrystalizacemi) při ochlazování. Je-li obsah segregujících prvků velmi malý, nevznikne zřetelná dendritická struktura nebo je úplně potlačena.

A. SAUVEUR, který podrobně studoval dendritickou strukturu oceli, uvádí: „Všechny oceli, bez zřetele ke složení, licí teplotě a rychlosti ochlazování, tuhnou jako aglomerát dendritických krystalů“ [32].

Oceli s velkým obsahem uhlíku mají větší sklon k dendritické krystalizaci než měkké oceli, niklochrómové oceli mají tento sklon větší než oceli chrómové. U odstředivě litých odlitků vytlačuje odstředivá síla těžší materiál na vnější obvod a lehčí zůstává ve středu. Tento způsob silového oddělování nespadá plně pod pojem gravitační segregace, která vzniká následkem postupného tuhnutí a dějů současně probíhajících v tuhnoucí oceli. Oddělování odstředivou silou je účinnější, takže ve slitinách, v nichž při normálním tuhnutí segregace nenastává, může segregace nastat při odstředivém lití. Toho se v praxi velmi často využívá [29].

U neuklidněných ingotů je segregace složitější než u ingotů uklidněných a polouklidněných. J. W. HALLEY a T. S. WASHBURN udávají tyto informace o segregaci normálního neuklidněného ingotu ve třech příčných řezech v různé výšce:

a) V blízkosti hlavy ingotu: obsah uhlíku se segregací směrem k obvodu zmenšuje, prudce stoupá v oblasti sekundárních plynových bublin a dále se zvětšuje směrem k ose ingotu.

b) Uprostřed výšky ingotu: obsah uhlíku se směrem k obvodu zmenšuje jen málo, zvětšuje se v pásmu sekundárních plynových bublin a je prakticky konstantní ve středních částech ingotu.

c) U paty ingotu: obsah uhlíku je prakticky rovnoměrný po celém průřezu ingotu.

Obsah manganu je téměř ve všech povrchových částech ingotu menší, obsah síry je na vnějším povrchu ingotu prakticky konstantní a prudce se zvětšuje v pásmu sekundárních plynových bublin [17].

U zcela uklidněných ocelí se zjistilo několikrát, že tekutá ocel je vytlačována na povrch ingotů (výpotky) [7].

U rychlořezné oceli může způsobit vážné potíže segregace karbidů. V přednášce k uctění Campbellovy památky uvedl J. P. GILL, že na segregace má vliv mnoho činitelů, např. velikost a tvar ingotu, licí teplota, rychlost ochlazování a stupeň prokování.

W. H. WILLIS tvrdí, že při zvětšování průřezu válcovaných tyčí z rychlořezné oceli se problém rovnoměrného rozložení karbidů stává obtížným, a domnívá se, že rovnoměrnější struktury lze dosáhnout kováním.

Obrácená (inverzní) segregace se vyskytuje u většiny technických slitin neželezných kovů [24]. Ve slitinách mědi segreguje silně cín a olovo, kdežto zinek, hliník a nikl zůstávají rozloženy rovnoměrně. V zinkových slitinách s 15% mědi nastává inverzní segregace, takže na povrchu odlitků je větší obsah zinku než v jádře [24].

Ložiskové kompozice na bázi cínu segregují málo, ale olověné kompozice segregují směrem ke středu odlitku (EAGAN, diskuse k [10]).

Ve slitinách vyrobených slinováním a ve slitinách eutektického složení segregace nenastává.

V. ŠKODLIVÉ ÚČINKY NESTEJNORODOSTI

Technické slitiny mají nejvhodnější vlastnosti při rovnoměrném rozložení všech prvků. U slitin, v nichž nastává segregace, není tato podmínka splněna, protože některá místa mají buď příliš velkou, nebo naopak příliš malou koncentraci určitých prvků. Fyzikální vlastnosti v těchto místech se značně liší od normálních vlastností slitiny průměrného složení.

Nadměrná koncentrace škodlivých prvků, např. fosforu a síry v oceli, je obzvláště škodlivá. Jejich maximální obsah je přísně omezen normami a lze jej dodržet jen tehdy, bere-li se za základ průměrná analýza oceli. Přitom ovšem může být v některých místech jejich koncentrace značně větší a může několikanásobně převyšovat dovolenou mez.

G. E. Stromayer zaznamenal mnoho případů poruch ocelových výrobků a mezi nimi uvádí také zlomení kotlového plechu, který obsahoval 0,161 % fosforu. Je přece neuvěřitelné, že by všechna ocel z příslušné tavby měla tak vysoký obsah fosforu!

V první světové válce se vyráběly trubky roznětek vysoce výbušných střel z automatové oceli s obsahem síry 0,08 až 0,14 %. Tyto trubky se při zkoušce třaskavou rtutí trhaly podél řádků sirníkových vměstků, kde jejich odolnost proti výbuchu byla mnohem menší. Velký obsah síry v oceli rovněž zaviňuje lámavost za tepla a vážné výrobní potíže.

Nerovnoměrné rozložení přísadových prvků je obvykle závažnější u slitin, které se tepelně zpracovávají, protože může způsobit vznik prasklin vinou tepelného pnutí, vyvolaného nerovnoměrným lokálním roztahováním a smršťováním při ohřevu a ochlazování.

Místní nerovnoměrnosti chemického složení také urychlují korozi.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Na mechanické vlastnosti velkých ingotů a výkovků má ve značné míře vliv chemická a strukturní nestejnorodost materiálu. Podle O. Bohuše [67, 68] je nutno při výrobě velkých ingotů uplatnit zásady k zajištění co nejmenší nestejnorodosti kovu.

L. Šmrha [69] studoval chemickou cestou pásmovou segregaci na 110tunovém ingotu z oceli CrMoW, a to na obou koncích. Bližším šetřením se zjistilo, že segregace fosforu byla větší než segregace síry. Podle dosažených výsledků lze udat stupně segregace uhlíku, fosforu a síry. Příčinou menší segregace síry byl její absolutně malý obsah v oceli (0,016 %). V průřezu ingotu byly provedeny v příčném směru mechanické zkoušky. Vrubová houževnatost se vcelku neměnila, zatímco hodnoty tažnosti a zúžení byly závislé na pásmové segregaci. Ve stvolových vycezeninách se značně zhoršovaly hodnoty plasticity. Zjistilo se, že pravou příčinou lomu bez zúžení nebyly sirníkové vměstky, nýbrž segregace uhlíku a fosforu.

O. Bohuš [70] zkoumal homogenitu velmi těžkých ingotů a její vliv na mechanické hodnoty. Na 80tunovém ingotu z oceli CrNiMo vyrobené zásaditým pochodem zjistil, že nejlepších mechanických hodnot se dosahuje v oblasti sloupkovitých krystalů a nejhorších v oblasti vycezenin a osových ředin.

Podle výsledků pokusů lití oceli do vakua [71] se zjistilo, že v ingotech váhy 4,7 t bylo rozložení všech prvků stejné jako u ingotů litých normálně. Tyto zkoušky byly provedeny na oceli typu CrNiMo. Lití do vakua má značný vliv na strukturu oceli, především pak na primární dendritickou strukturu. Normálně lité ingoty se vyznačují strukturou dlouhoosých a rovnoosých dendritů, ingoty lité do vakua mají v podstatě strukturu globulitickou. Lze předpokládat, že hlavním činitelem, jenž má vliv na charakter dendritů a jejich velikost, je intenzívní pohyb tekuté lázně, při kterém zřejmě nastává lámání delších dendritů. To má vliv na krystalizaci, při níž je tvar jednoho dendritu odvozen od tvaru již vzniklého sousedního dendritu.

K výrobě tlustých ocelových plechů do pevnosti 50 kg/mm² se používá jak uklidněných, tak neuklidněných ocelí. Z hospodářského hlediska jsou výhodnější ne-

uklidněné oceli pro nižší cenu a lepší využití ocelového ingotu. Z hlediska chemické a strukturní nestejnorodosti, na níž mají podmínky lití a tuhnutí neuklidněné oceli vliv, je důležitá vhodná volba chemického složení a vhodné dělení ingotů na bramy.

M. Žídek a J. Choleva [72] zkoumali chemickou a strukturní nestejnorodost neuklidněných ocelí s obsahem 0,10 až 0,25 % C a určovali její vliv na vlastnosti tlustých plechů. Zkoušením se prokázalo, že u neuklidněných ocelí nepřekročí obsah těchto prvků v horních částech ingotu hodnoty požadované pro plechy svařitelných a tvárných jakostí. Zjistilo se, že takový materiál vyhovuje i z hlediska makrostrukturního. Předpokládá to ovšem správné vedení a odlévání tavby. Zjištěná závislost vlivu rozptylu chemického složení na jakost oceli v jednotlivých částech ingotu zaručuje, že při správném dělení ingotů na bramy lze dosáhnout požadovaných vlastností.

Chemické složení hotového výrobku z hlubokotažného plechu z neuklidněné oceli se mnohdy značně odchyluje od chemického složení tavbového vzorku. Segregační pochody a vycezování neprobíhají ve všech tavbách stejně. Ze známého chemického složení vzorku a jeho polohy v ingotu lze složení výrobků, pocházejících z jednoho ingotu odhadnout dosti přesně (B. Otta [73]). Stupeň segregace C souvisí se segregací S, stupeň segregace P není v žádném vztahu k C a S. Podle stupně segregace C a S je možno usuzovat na vnitřní soudržnost plechů při lisování.

Dendritická segregace je nepříznivým činitelem, který je podle V. Košeleva a S. Burdy [74] jednou z hlavních příčin heterogenity oceli a přispívá ke vzniku vnitřních pnutí a zhoršení mechanických vlastností v příčném směru. V kombinaci s jinými činiteli (smršťování materiálu při tuhnutí a nahromadění nečistot mezi osami dendritů) bývá dendritická segregace příčinou některých vad oceli.

Na mechanické vlastnosti materiálu může působit také tvar dendritických krystalů. Může na ně mít vliv buď přímo způsob rozdělení matečného louhu při krystalizaci s velkým stupněm dendritičnosti, anebo vznik glubolitických primárních krystalů. Nepřímý vliv může mít zabránění možnosti dosazování taveniny z hlavy ingotu. Při čistě dendritické struktuře působí na vlastnosti celku především vlastnosti kostry, kterou při vysokém stupni dendritičnosti tvoří osy dendritů. Ostrůvky matečného louhu s horšími mechanickými vlastnostmi nemohou mít podstatný vliv na vlastnosti celku. Zeslabení soudržnosti kovaného materiálu se všeobecně přisuzuje dendritické segregaci, která určuje poměr mezi vlastnostmi příčných a podélných zkoušek. Zeslabení soudržnosti materiálu ve směru napříč vlákny se projevuje v některých případech v praxi vznikem trhlin probíhajících mezi dendrity, které jsou po tváření protaženy do tvaru tenkých vláken.

Je-li struktura globulitická, tvoří matečný louh základní kostru, zatímco osy globulitů s materiálem lepších vlastností mají podobu uzavřených ostrůvků. Kostra má tedy v tomto případě horší mechanické vlastnosti. Proto i celek musí mít horší vlastnosti než při krystalizaci s vysokým stupněm dendritičnosti.

Z. Volf [75] konal zkoušky k objasnění vlivu podmínek tváření na tvar, velikost a charakter segregačního pásma po délce vývalku z neuklidněné oceli. Výsledný tvar segregačního pásma závisí na tom, jaké byly podmínky a jaký byl průběh při válcování ingotu na sochor. Na výsledný tvar má značný vliv výskyt různých nepravidelností v průběhu tváření. Velikost segregačního pásma ve vývalku závisí na velikosti segregačního pásma v ingotu, a tedy na podmínkách odlévání. Charakter tohoto pásma je přesným obrazem vnitřní struktury v ingotu.

Vliv nestejnorodosti ingotu magneticky měkkých ocelí na obsolutní hodnoty koercitivní síly a magnetického stárnutí studovali T. Prnka a spolupracovníci [76]. — (Konec doplňku)

VI. ZAMEZENÍ A ODSTRANĚNÍ NESTEJNORODOSTI

a) Nestejnorodost u ocelí se ve značné míře potlačí co nejstudenějším litím a odléváním malých ingotů. Používání malých kokil doporučuje rovněž [3].

b) Nestejnorodost omezuje pečlivá desoxydace oceli v peci. Je třeba, aby všechny reakce proběhly v lázni.

c) Aby se zabránilo nadměrné nestejnorodosti, je třeba odlévat uklidněnou ocel při normální teplotě [21].

d) Ze stejného důvodu je třeba, aby se správně volil objem tekutého kovu ve ztracené hlavě ingotu. Je-li ztracená hlava příliš malá, nastává v ingotu segregace a ingot má soustřednou staženinu (lunkr); je-li příliš velká, znamená to ztrátu oceli [21].

e) Aby se segregace soustředila do oddělované části ingotu, doporučuje se odlévat ingoty nahoru se rozšiřující se ztracenou hlavou [3].

f) B. M. Larsen považuje za výhodné plynulé odlévání oceli.

g) Aby se omezila segregace neuklidněné oceli, doporučuje Emerick poměrně brzké přerušení varu v kokile víčkováním. Používá se zvláště těžkých litinových poklopů.

h) Inverzní segregace se omezí nebo může být změněna na pozitivní zvětšením nebo zmenšením rychlosti tuhnutí. Při pomalejším tuhnutí může dokonaleji proběhnout difúzní vyrovnání složení, čímž se omezí mezidendritická segregace a také v tavenině se zvýší koncentrace atomů příměsí. Při rychlejším tuhnutí se naopak brzy uzavřou mezidendritické póry, a tím se zabrání přítoku taveniny do těchto míst.

i) Stlačování ocelových ingotů harmetováním zabraňuje nestejnorodosti.*)

j) Ingoty z uklidněné oceli se nemají přemisťovat před úplným ztuhnutím.

k) Segregace rychlořezné oceli se může omezit poměrně rychlým ochlazováním malých ingotů. U větších ingotů je třeba rozrušit hrubé síťoví karbidů kováním nebo válcováním.

l) K snížení segregace ložiskových kompozic se doporučují [22] tenkostěnné pánve s rovnoměrným průřezem, nízká licí teplota a rychlé ochlazování, rovnoměrné po délce ložiska; při odstředivém lití se má odlévat jen takovou rychlostí, která právě postačí k udržení kompozice na pánvi, a má se používat očkovaných kompozic.

m) Přísada 0,1 % teluru omezuje segregaci cínových kompozic [22].

n) U nízkotajících slitin se tuhnoucí kov obvykle promíchává, protože to zajišťuje rovnoměrnější rozložení segregujících prvků.

o) Segregaci omezuje prudké promíchávání kovu během tuhnutí. Hultgren [2] popisuje pokusy s kmitáním kokily, které se zdají nadějné pro praktické využití.

Klíč k seznamu literatury

Dentritická segregace (odmíšení): [10], [32], [33], [46], [58], [66], [74], [75], [77], [90]
Inverzní (obrácená, negativní) segregace: [24], [25], [66], [67]
Metody leptání: [19], [37], [40], [63], [67], [85]
Segregace neželezných slitin: [22], [37], [43 až 48], [51], [52], [56], [78]

LITERATURA KE KAPITOLE II

1. J. W. Halley and G. L. Plimpton, Jr.: Relation of Open-hearth Practice to Segregation in Rimmed Steel. *Metals Technol., Tech. Publ. No. 1764* (Sep. 1944), Symposium on Segregation.

*) Harmetování se dnes již nepoužívá, poněvadž nesplnilo předpoklady a je velmi nákladné (zejména investičně). — Pozn. překl.

2. A. Hultgren and G. Phragmén: Solidification of Rimming-Steel Ingots. *Trans. A. I. M. E., Iron Steel Div., 135* (1939) 133.
3. B. M. Larsen: Review of Factors Underlying Segregation in Steel Ingots. *Metals Technol., Tech. Publ. No. 1764* (Sep. 1944), Symposium on Segregation.
4. L. S. Darken and B. M. Larsen: Distribution of Manganese and of Sulphur between Slag and Metal in the Open-hearth Furnace. *Trans. A.I.M.E., Iron Steel Div., 150* (1942) 87.
5. S. W. Poole and J. A. Rosa: Segregation in a Large Alloy-Steel Ingot. *Metals Technol., Tech. Publ. No. 1764* (Sep. 1944), Symposium on Segregation.
6. Arthur Phillips and R. M. Brick: Segregation in Single Crystals of Solid Solution Alloys. *Trans. A. I. M. E., Inst. Metals Div., 124* (1937).
7. R. M. Brick: Fundamental Principles Involved in Segregation in Alloy Castings. *Metals Technol., Tech. Publ. No. 1764* (Sep. 1944), Symposium on Segregation.
8. E. C. Smith: Introduction to Session on Segregation in Steel. *Metals Technol., Tech. Publ. No. 1764* (Sep. 1944), Symposium on Segregation.
9. L. Northcott: The Influence of Macrostructure Upon Segregation. *J. Inst. Metals, 72* (1946).
10. L. Northcott: Dendritic Segregation in Steel Ingots. *J. Iron Steel Inst.* (London) (1934 I).
11. Michael Tenenbaum: Structure, Segregation and Solidification of Semikilled Steel Ingots. *Metals Technol.* (Sep. 1947).
12. A. Hayes and J. Chipman: Mechanism of Solidification and Segregation in a Low-carbon Rimming-Steel Ingot. *Trans. A. I. M. E., Iron Steel Div., 135* (1939) 85.
13. K. C. McCutcheon and J. Chipman: Evolution of Gases from Rimming-Steel Ingots. *Trans. A. I. M. E., Iron Steel Div., 131* (1938) 206.
14. W. Betteridge and R. S. Sharpe: Segregations and Inclusions; Their Study in Steel by Microradiography. *Iron and Steel* (London), *21* (1948) 242—245, discussion pp. 272—275.
15. F. Beitter: The Elimination of Phosphorus, Sulphur and Oxygen in the Manufacture of High-Quality Steel in the Open-Hearth Furnace. *Stahl u. Eisen, 53* (April 13, 1933).
16. G. d'Huart: On the Configuration of the Segregation in Ingots after Solidification. *Rev. mét., Mémoires, 26* (Oct. 1929).
17. J. W. Halley and Z. S. Washburn: Distribution of the Metalloids in Rimmed-Steel Ingots. *Metals Technol.* (Feb. 1938).
18. T. Fujiwara: Segregation of Ingots in Nickel-Alloy Steel Forgings. *Japan Nickel Rev., 3* (April 1935) 175—178.
19. K. Amberg and A. Hultgren: Primary Etching of Steel for Segregation Structure. *Jernkontorets Ann., 129* (No. 6, 1945).
20. R. J. Marcotte and C. T. Eddy: The Effect of Homogenization in Cast Steel. *A. S. M.*, Preprint No. 30 (1947).
21. Leon H. Nelson: Some Factors Influencing Segregation and Solidification in Steel Ingots. *Metals Technol., Tech., Publ. No. 802* (April 1937).
22. T. E. Eagan and W. R. McCrackin: Segregation in Babbitt. *Metals Technol.* (Sep. 1944).
23. H. F. Bishop and K. E. Fritz: Segregation in Small Steel Castings. *Am. Foundrymen's Assoc.*, Preprint No. 47—46 (1947) 12 pages.
24. N. B. Vaughan: Inverse Segregation — a Review. *J. Inst. Metals, 61* (1937).
25. Daniel R. Hull: Some Practical Observations on Inverse Segregation. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 1287* (1941).
26. J. W. Spretnak: Macro-Segregation in Some Alloy Steel Ingots. *A. S. M.*, Preprint No. 25 (1947).
27. Geo. Sachs and Kent R. van Horn: *Practical Metallurgy*, 5th Printing, American Society for Metals, Cleveland (1948) 45.
28. J. Chipman and C. R. FonDersmith: Rate of Solidification of Rimming Steel. *Trans. A. I. M. E., 125* (1937).
29. T. C. Dickson: Casting Guns by the Centrifugal Process. *Trans. A. S. S. T., 18* (1930) 212.
30. W. H. Willis: Some Practical Notes on High Speed Steel Forgings. *Trans. A. S. M.* (June 1940).
31. P. Bardenheuer and C. A. Müller: Investigation into the Behavior of the Elements accompanying the Iron, particularly Oxygen, in the Segregation of Steel, with

Comments on the Estimation of Oxygen. *Mitt. Kaiser-Wilhelm-Inst. Eisenforsch. Düsseldorf, 11* (1929).
32. A. Sauveur and E. L. Reed: Dendrites in Nickel Steel. *Trans. A. S. S. T., 19* (1931).
33. H. G. Keshian: Dendritic Steel. *Trans. A. S. S. T., 17* (March 1930).
34. J. H. Andrew: Gaseous and Solid Impurities in Ingots. *Midland Metal. Soc.* (Oct. 3, 1935).
35. A. Portevin and P. Chevenard: Experimental Study of the Heterogeneity of Metals and Alloys. *Seventh Intern. Congr. Mining. Metallurgy and Appl. Geol.* (Paris) (Oct. 20—23, 1935).
36. Ant. Kříž: The Heterogeneity of an Ingot made by the Harmet Process. *J. Iron Steel Inst.* (London) (1930 II).
37. Mary F. Grondona and Stuart Martin: Non-Destructive Etching Procedures and Hardness Values for Segregation of 24 S, 14 S and 75 S Aluminum Alloys. *Aluminum and Magnesium, 2* (Feb. 1946).
38. Dr. W. H. Hatfield: The Work of the Heterogeneity of Steel Ingots Committee. *J. Iron Steel Inst.* (London), 133 (1936).
39. John G. Kura and Philip C. Rosenthal: Cast Steel, Homogenization Heat Treatments, Part I. *Am. Foundryman, 10* (Nov. 1946).
40. K. Amberg and A. Hultgren: Primary Etching of Steel for Segregation Structure. *Jernkontorets Ann., 129* (No. 6, 1945).
41. H. C. Dews: *The Metallurgy of Bronze*, I. Pitman & Son, Ltd., London (1930).
42. E. Letixerant: The Application of Electric Heating to the Heads of Large Ingots as a Means for Increasing their Soundness. *Stahl u. Eisen, 50* (Dec. 25, 1930); *J. Iron. Steel Inst.* (London), 123, part II (1931).
43. M. T. Stewart, R. Thomas, K. Wauchope, W. C. Winegard and B. Chalmers: New Segregation Phenomena in Metals. *Phys. Rev.*, [2] *83* (Aug. 1951) 657.
44. Johann Christian Kankes and Gunther Wassermann: Volume Changes of an Al-Cu Alloy during the Individual Stages of Segregation. *Z. Metallkunde, 41* (Nov. 1950) 381—391; in German.
45. Walter Chretien-Horand: Tin Segregation in Bronzes. *Foundry, 78* (Sep. 1950) 136.
46. P. J. Killaby, B. J. Taylor and W. C. Winegard: Segregation during Casting Shown by Radioactive Antimony. *Am. Foundryman, 22* (Nov. 1952) 59—62.
47. Aldeheid Kofler: Anomalies of Segregation in Super-Cooled Binary Melts, Especially the So-Called Formation of Halos. *Z. Metallkunde, 41* (Aug. 1950) 221—226; in German.
48. A. C. Simon and E. L. Jones: Microsegregation in the Lead-Antimony Alloys. *J. Electrochem. Soc., 100* (Jan. 1953) 1—10.
49. G. Derge and E. E. Duncan: Thermal Segregation: a Mechanism for the Segregation of Hydrogen in Steel. *J. Metals, 2* (1950) 884—885; *Trans. A. I. M. E., 188* (June 1950) 884—885.
50. W. Betteridge and R. S. Sharpe: The Study of Segregations and Inclusions in Steel by Microradiography. *J. Iron Steel Inst.* (London), *158* (Feb. 1948) 185—191.
51. Segregations in Lead Bronze Bush. *Metal Ind.*, (London), *81* (Nov. 28, 1952) 427—428.
52. Gerhard Lucas and Adolf Lutsch: Determination of Lines of Segregation in an Ingot of an Aluminum-Magnesium-Silicon Alloy by Means of Ultrasonic Reflection Method. *Z. Metallkunde, 45* (No. 4, April 1954) 158—160; in German.
53. J. B. Gero and A. R. Troiano: Segregation. Major Cause of Flakes in Alloy Gun Steels. *Iron Age, 171* (March 26, 1953) 133—137.
54. A. Hultgren, G. Phragmén, S. Wohlfahrt and J. E. Ostberg: Further Investigations on the Solidification of Rimming-Steel Ingots. *Jernkontorets Ann., 134* (No. 5, 1950) 189—221; in Swedish.
55. W. Gruhl and G. Wassermann: The Segregation Process in Copper-Beryllium Alloys. *Metall, 5* (March 1951) 93—98; (April 1951) 141—145; in German.
56. G. Siebel: Research on Segregation in High-Strength Mg-All Alloys. *Metall, 6* (Feb. 1952) 664—669; in German.
57. J. D. Hobson and C. Sykes: Distribution of Hydrogen in Large Ingots and Forgings. *J. Iron Steel Inst.* (London), 170 (Feb. 1952) 118—122.
58. André Kohn: Study of the Homogenization of Dendritic Segregates of Phosphorus and Arsenic in Alloy Steels. *Compt. rend., 233* (Dec. 1951) 1617—1619; in French.
59. H. M. Miekk: Segregation of Iron & Phosphorus at the Grain Boundaries in 70 : 30 Brass during Grain Growth. *J. Inst. Metals, 80* (June 1952) 569—576.

60. J. W. Spretnak: Macro-Segregation in Some Alloy Steel Ingots. *A. S. M.*, Preprint No. 25 (1947).
61. Werner Jellinghaus: Segregation Phenomena in a Chromium-Nickel Steel with 4,5% Nickel. *Arch. Eisenhattenw.*, *25* (Nos. 3—4, March-April 1954) 165—167; in German.
62. Bernhard Matuschka: Problems of Solidification and Segregation in Killed and Unkilled Steels. *Metallurgia ital.*, *46* (No. 2, Feb. 1954); *Atti notizie (AIM)*, *9* (No. 2, Feb. 1954) 50—58; discussion, pp. 58—60; in Italian.
63. Leslie Fine: A New Etching Reagent for the Detection of Oxygen Segregations in Steel. *Metal Progr.*, *49* (Jan. 1946) 108—112.

Doplňky literatury ke kapitole II

Sestavili inž. B. a inž. T.

64. J. Přibyl: Příspěvek k terminologii a k objasnění nestejnorodosti litých útvarů. Ostrava, Sborník věd. prací VŠB 5 (1959), č. 3, str. 249/261, č. 4, str. 497/502.
65. L. Kuchař: Teorie vzniku obráceného odměšování a výpotků. Ostrava, Sborník věd. prací VŠB 5 (1959), č. 1, str. 69/84.
66. N. Chvorinov: Krystalizace a nestejnorodost oceli. Praha, ČSAV, 1954.
67. O. Bohuš: Homogenita velmi těžkých ingotů a její vliv na mechanické hodnoty. Hutnické listy XII (1957), č. 11, str. 1039/1045.
68. O. Bohuš: Výroba velmi těžkých ingotů. Hutník 4 (1954), č. 7, str. 203.
69. L. Šmrha: Pásmová likvace a mechanické hodnoty v průřezu předkovku ze 110 tunového ingotu. Hutnické listy XI (1956), č. 6, str. 363/370.
70. O. Bohuš: Poznatky při výrobě těžkých kovářských ingotů. Hutnické listy X (1955), č. 8, str. 456/461.
71. Z. Eminger a F. Kinský: Výsledky pokusů lití oceli do vakua. Hutnické listy XI (1956), č. 6, str. 345/355.
72. M. Žídek a J. Choleva: Chemická a strukturní nestejnorodost tlustých plechů z neuklidněné oceli. Hutník 7 (1957), č. 9, str. 298/305.
73. B. Otta: Vztah mezi chemickým složením tavbového vzorku a vývalkem z neuklidněné hlubokotažné oceli. Hutník 5 (1955), č. 3, str. 72/76.
74. V. Koševlev a S. Burda: Dendritická segregace a její vliv na vznik vad v oceli. Hutník 11 (1961), č. 6, str. 268/276.
75. Z. Volf: Segregační pásmo v sochorech z neuklidněné oceli. Hutník 9 (1959), č. 1, str. 13.
76. T. Prnka, L. Kodrle, J. Wozniak, V. Foldyna: Vliv nestejnorodosti ingotu magneticky měkkých ocelí na absolutní koercitivní síly a magnetického stárnutí. Hutník 8 (1958), č. 8, str. 269/272.
77. B. B. Guljajev: Zatvěrdyvanije i neodnorodosť stali. Leningrad, Metallurgizdat, 1950.
78. V. Oliverius: Některé zjevy odměšování u cínových bronzů. Hutník 2 (1952), č. 5, str. 106/108.
79. R. Kamenský a L. Toman: Tmavé skvrny na povrchu měkkých litinových válců. Slévárenství 6 (1957), č. 7, str. 210/214.
80. J. Novák: Zlepšíme stupeň prokování pěchováním ingotu? Hutník 9 (1959), č. 7, str. 245/246.
81. M. Šulc: Důležitost stupně deformace ve tvářecí technice. Strojírenství 5 (1955), č. 8, str. 589/591.
82. F. Drastík: Vliv prokování na jakost výkovků. Hutník 1 (1951), č. 5, str. 112/114.
83. G. Répasi: Způsoby výroby polouklidněných ocelí. Hutnické listy XVI (1961), č. 4, str. 229/235.
84. V. Rauner: Uhlík, fosfor a síra ingotu neuklidněné SM oceli s obsahem 0,15% C. Hutnické listy VI (1951), č. 8, str. 376/380.
85. V. Koševlev: Základy metalografie oceli. Praha, SNTL, 1953.
86. G. A. Kaščenko: Základy nauky o kovech. Praha, SNTL, 1954.
87. S. Burda a K. Paul: Vady výkovků kovaných z ingotů. Praha, Nakladatelství Práce, 1958.
88. M. Makarius: Materiál. Praha, SNTL, 1960.
89. L. Šimon: Autoradiografie v ocelářství. Hutník 8 (1958), č. 3, str. 74/78.
90. V. Friedrich: Závislost výtěžků bezešvých trub z neuklidněné oceli na některých výrobních činitelích. Hutník 8 (1958), č. 7., str. 229/233.

Kapitola III

PLYNOVÉ BUBLINY A PÓROVITOST KOVŮ

I. OBECNÝ VÝKLAD

Plynové bubliny jsou dutiny v kovech vytvořené uvolňováním pohlcených plynů během tuhnutí. V roztaveném stavu mohou kovy rozpouštět velké objemy plynů, které zůstávají v roztoku a mohou někdy tvořit s rozpouštějícím kovem nestabilní sloučeniny. Při snížení teploty na teplotu tuhnutí nastane náhlé snížení rozpustnosti plynů a z tekutého kovu a rovněž v průběhu jeho krystalizace se uvolňují plyny. Uvolňují-li se plyny ještě i tehdy, když kov již téměř ztuhl, nemohou všechny plyny uniknout (vybublat) a jejich část se zadrží v dutinách, které se tvoří v ještě těstovitém kovu.

Jinou příčinou vzniku plynových bublin je vzduch zadržený ve formě při odlévání, pokud není dostatečně prodyšná. U odlitků můžeme zjistit, že plynové bubliny jsou tvořeny také párou, která vzniká při reakci tekutého kovu s vlhkostí formovacího materiálu.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Podle nynějšího stavu znalostí o plynových bublinách v kovech se rozlišují *bubliny endogenní* a *bubliny exogenní* [57].

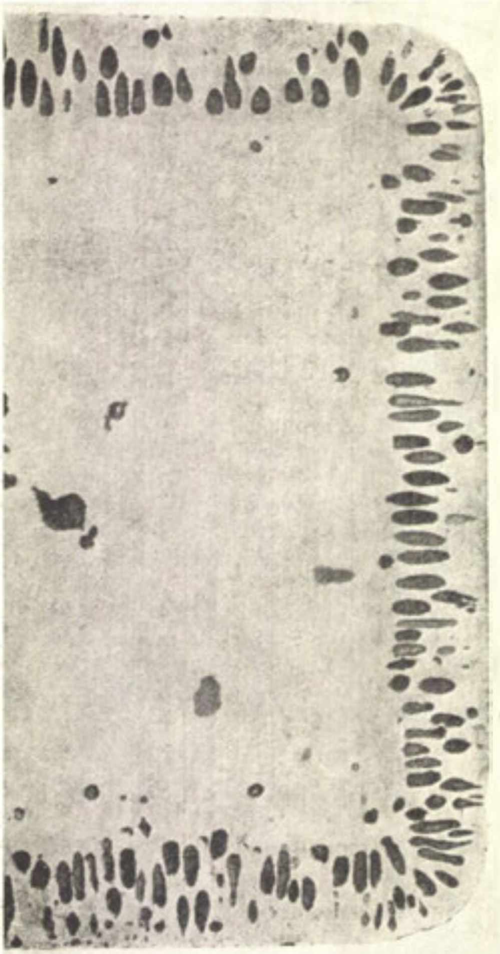
Endogenní bubliny vznikají z plynů rozpuštěných v kovech tehdy, když tlak rozpuštěného plynu převýší odpory působící proti němu. Endogenní bubliny mají lesklý, nezoxydovaný povrch stěn.

Exogenní bubliny vznikají při lití, když tlak plynů v sousedství odlitku převýší odpor kladený jemu odlitkem (povrchovou kovovou korou). „Plyny v sousedství odlitku" jsou zpravidla vodní párou, plyny vzniklé rozkladem přísad do formovacího písku apod. Obsahují vždy jistý podíl volného kyslíku. Proto je povrch stěn exogenních bublin zpravidla zoxydovaný. — (Konec doplňku)

*

Plynové bubliny mají nejčastěji kulatý nebo oválný tvar. Plynové bubliny pod povrchem ocelových ingotů jsou protáhlé ve směru kolmém na stěnu kokily a někdy se kuželovitě rozšiřují *(obr. 47 a 48)*.

U ingotů z neuklidněné oceli je vývin plynů během prvního stadia tuhnutí až do vytvoření povrchové kůry potlačen. Pod povrchovou kůrou se tvoří pásmo primár-



asi ¼ skut. vel.

Obr. 47. Plynové bubliny v ocelovém ingotu *(Snímek ze zprávy Watertown Arsenal, 1909)*

ních plynových bublin protaženého tvaru a ve větší hloubce pod povrchem je další pásmo kulatých sekundárních bublin [14].*)

V lité elektrolytické mědi mají plynové bubliny kulatý, oválný nebo nepravidelný tvar, ale u lité bezkyslíkaté mědi mají někdy zcela neobvyklý vzhled. Ačkoli i u tohoto kovu je většina bublin běžného typu, nacházíme příležitostně „*zaplněné*" bubliny, které byly částečně nebo úplně vyplněny přítokem tekutého kovu *(obr. 53)*. Vyplněné bubliny mohou pak úplně splynout s ostatním kovem a zanechají pouze zvláštní obrazce na mikrovýbrusech, které svědčí o tom, že v těch místech byly bubliny. Častěji se však stává, že kov se úplně nesvaří a část hranice mezi kovem a bublinou zůstane otevřena jako trhlinka *(obr. 51 až 53)*.

Jiným neobvyklým typem plynových bublin v lité bezkyslíkaté elektrovodné mědi (OFHC) jsou „*zhroucené*" bubliny. Z jejich tvaru na mikrovýbrusech je zřejmé, že původní kulová bublina byla zdeformována tlakem okolního kovu, takže nakonec dostala průřez téměř pravidelného obdélníku nebo trojcípé hvězdy. V některých případech byl jejich tvar ještě více zmáčknut na pouhé dvě rovnoběžné čáry *(obr. 54 až 58)*. Zcela zhroucená bublina na *obr. 58* se může mylně pokládat za film (blanku) nějaké nečistoty.

Vyplněné bubliny není vidět bez naleptání. Jestliže se leštění provádí velkým tlakem nebo se výbrus hluboce naleptá, výplň se může z bubliny uvolnit. Ohřev na vzduchu nezměnil vzhled vyplněných bublin, ale při ohřevu za stejných podmínek ve vodíku nastala rekrystalizace kovu vyplňujícího bublinu.

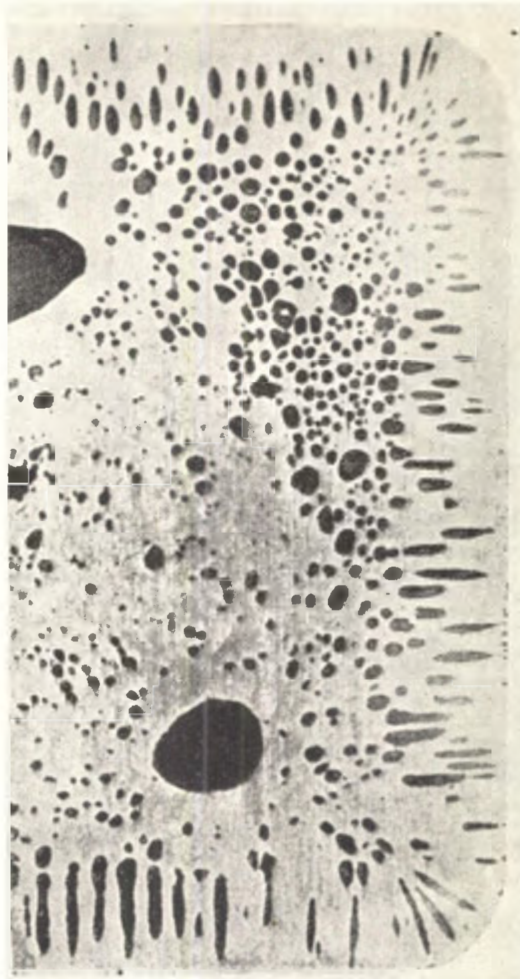
Poněkud obdobné „vyplněné" bubliny nalezl M. Tenenbaum i v oceli [12].

*) Bubliny v neuklidněné oceli se značně různí v objemu ingotu a jsou odlišné od tavby k tavbě. Mají ovšem vždy charakteristické uspořádání. — Pozn. inž. B. a inž. T.

Plynové bubliny neobvyklých tvarů byly rovněž zjištěny v ocelových magnetech spékaných při vysoké teplotě (1250 až 1300 °C).

Rozměry obyčejných bublin se značně mění. Jedna z největších bublin byla nalezena v ingotu pro výkovek lodního hřídele a měla délku 152 mm.

Poloha plynových bublin v ocelových ingotech má velkou praktickou důležitost. Jsou-li těsně u povrchu, jsou jejich stěny vystaveny okysličujícímu účinku vzduchu. Jakmile jsou bubliny okysličeny, nemohou se svařit při válcování a jsou příčinou vážných povrchových vad. Plynové bubliny hluboko pod povrchem jsou relativně neškodné. Neuklidněná ocel má výhodu, že ztuhlá povrchová kůra bez bublin chrání kov před škodlivým vlivem povrchové pórovitosti.

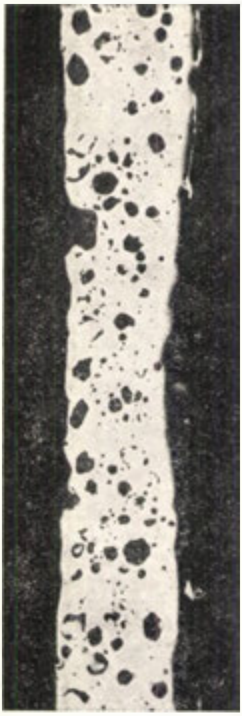


asi ¼ skut. vel.

Obr. 48. Plynové bubliny v ocelovém ingotu *(Snímek ze zprávy Watertown Arsenal, 1909)*

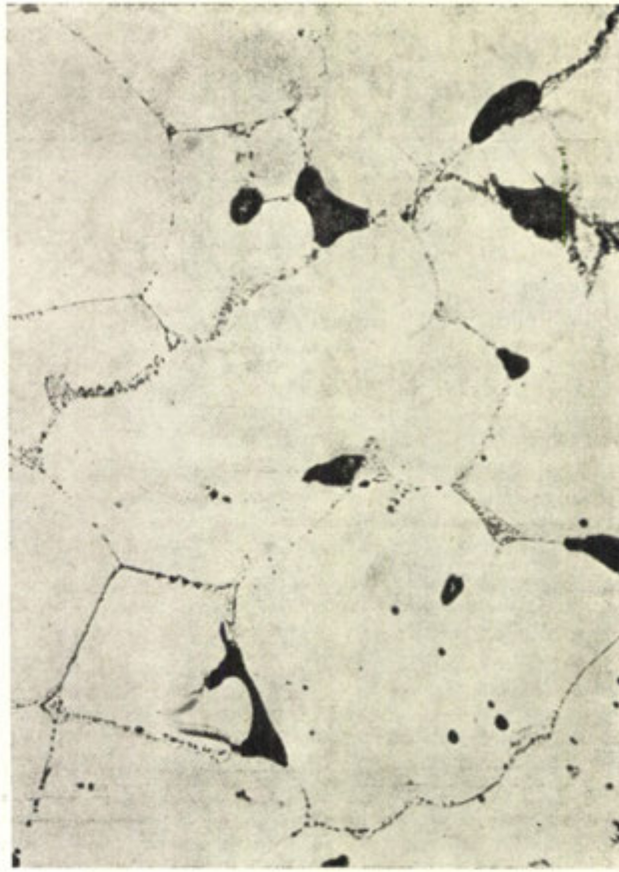
Jiný druh pórovitosti, který nalézáme u kovů a slitin, jsou *bodliny* (špendlíkové póry, pinholes). Jsou to velmi malé dutinky v kovu, viditelné pouze mikroskopem na vyleštěném a naleptaném výbrusu. Podobně jako plynové bubliny vznikají i bodliny vylučováním plynů, ale za zvláštních podmínek. Jejich neobyčejně malé rozměry a husté nahromadění ve velkém počtu vede k domněnce, že úzce souvisí s kovem. Je pravděpodobné, že bodliny vznikají jako velmi drobné plynové bublinky v posledních stadiích tuhnutí, které neměly již možnost se spojit na bubliny většího rozměru. Jiný výklad jejich vzniku předpokládá vytvoření velmi jemné, eutektiku podobné směsi mezi plyny a ztuhlým kovem. Někdy jsou bodliny uspořádány v krystalech pravidelně jako na *obr. 59* a *60*, které ukazují *plynovou kapsu*, vzniklou ve středové části odlitku z bezkyslíkaté elektrovodné mědi. Velké nahromadění bodlin v této oblasti ukazuje na segregaci plynů.

Název „bodliny" slouží také k označení malých plynových bublinek, které se vyskytují ve velkém množství na povrchu kovů a nejsou viditelné pouhým okem, protože jsou velmi drobné. Pod mikroskopem však mají přesně stejný vzhled jako



zvět. 60 ×

Obr. 49. Pórovitá stěna zubolékařského zlatého odlitku



zvět. 200 ×

Obr. 50.
Plynové bubliny v lité elektrolytické mědi

plynové bubliny větších rozměrů a mají stejný původ, a proto není třeba zavádět pro ně zvláštní název. Naproti tomu mají bodliny význačné charakteristické rysy, např. neobyčejně malý rozměr, pravidelné uspořádání v krystalech a jsou viditelné pouze po naleptání. K označení shluků malých plynových bublin na povrchu kovu se užívá někdy názvu „mikropórovitost". Tento název je lepší než „bodliny" (špendlíkové póry).

V šedé litině se vyskytují dva druhy dutinek: bodliny vznikající uvolňováním pohlcených plynů a *okysličené dutinky („špinavé")*, vzniklé oxydací kovu.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Bodliny tvoří typickou vadu ocelových odlitků [58 až 63]. Jsou jedním z typů endogenních bublin. Mají protáhlý tvar a jsou uloženy těsně pod povrchem surového



zvět. 330 ×
Obr. 51. Leptáno roztokem $NH_4OH + H_2O_2$



zvět. 330 ×
Obr. 52. Leptáno roztokem $NH_4OH + H_2O_2$



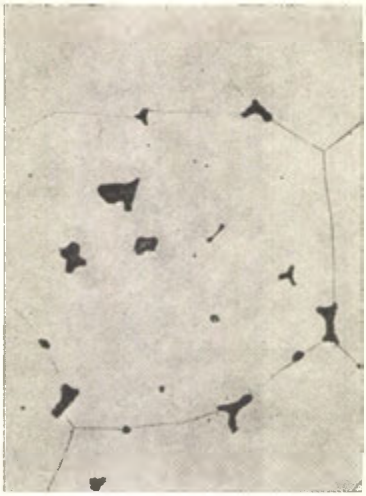
zvět. 65 ×
Obr. 53. Leptáno krátce koncentrovanou kyselinou dusičnou

Obr. 51 až 53.
Vyplněné dutiny v lité bezkyslíkaté elektrovodné mědi

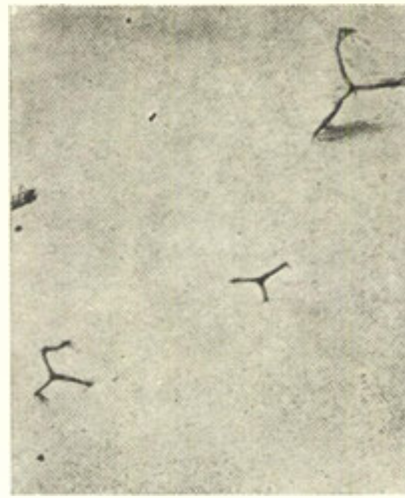


Obr. 54.
Smršťování plynových bublin při chladnutí. Litá bezkyslíkatá elektrovodná měď

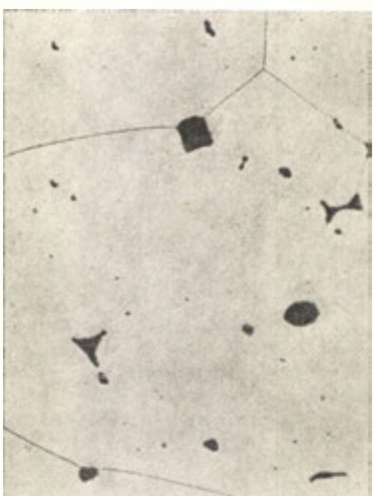
odlitku v souvislém pásmu do hloubky 4 až 6 mm. Zasahují celý povrch odlitku. Jen tam, kde se uplatňuje redukční vliv produktů spalování, nemusí se vytvořit. *Bodové odvařeniny* jsou malé povrchové bubliny exogenního původu, které se mohou tvarem podobat bodlinám. Většinou však vyúsťují navenek. Mají okysličený povrch



zvět. 130 ×
Obr. 55.



zvět. 200 ×
Obr. 57.



zvět. 130 ×
Obr. 56.

Řediny (staženiny) v lité bezkyslíkaté elektrovodné mědi (zborcené)

už v surovém stavu. Po vyžíhání a rozlomení není patrno souvislé okysličené pásmo na rozdíl od bodlin. Bodové odvařeniny se navzájem liší velikostí a jsou zpravidla rozloženy nerovnoměrně na různých částech povrchu odlitku. Jsou dány licí a formovací technologií a konstrukcí odlitku. Opatření proti nim se diametrálně liší od opatření proti bodlinám a záleží jednak ve snížení tlaku plynů z formy a jednak ve zvýšení odporů. Na jejich výskyt lze působit urychleným tuhnutím.

Zde je nutno terminologicky rozlišovat bodliny (pinholes) a ostatní podpovrchové bubliny podle mechanismu jejich vzniku. Za bodliny je nutno považovat pouze endogenní bubliny. Místní výskyt bodlin je vyvolán koncentrační nehomogenitou kyslíku při současně působícím oxydačním účinku ovzduší a syrové formy na ocel. Koncentrační rozdíly v odlitku jsou dány způsobem proudění při plnění formy. Bodliny se vytvoří tehdy, když se v určitém místě odlitku zvětší obsah kyslíku tak, že se tam začne vázat kyslík na železo. — (Konec doplňku)

*

Obr. 58. Zúžená plynová bublina na hranici krystalů. Litá bezkyslíkatá elektrovodná měď



zvět. 1000 ×

II. PŮVOD PLYNOVÝCH BUBLIN

Původ plynových bublin vysvětlují čtyři různé teorie:
a) zmenšování rozpustnosti plynů při tuhnutí kovu;
b) reakce mezi kysličníkem železnatým a uhlíkem v oceli;
c) reakce mezi tekutým kovem a vlhkostí formovacího písku;
d) zadržení vzduchu ve formě.

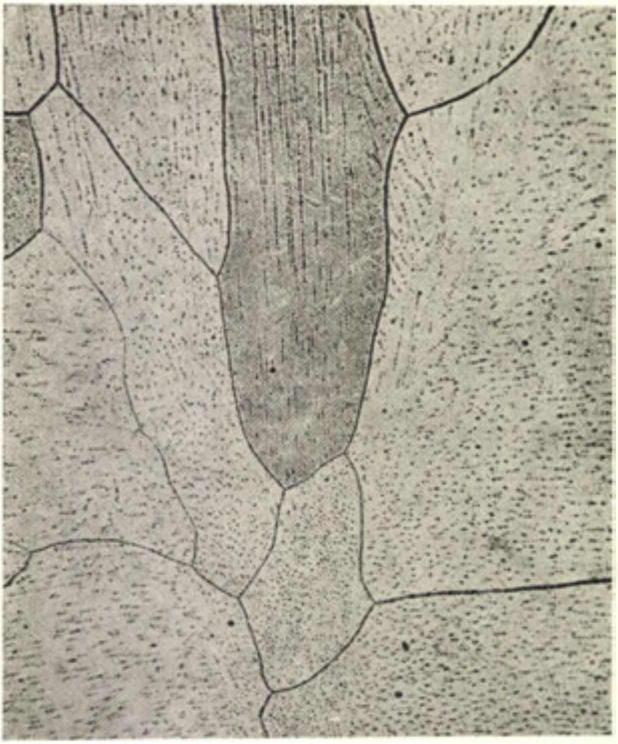
a) Tekutá ocel rozpouští různá množství kysličníku uhelnatého, uhličitého, vodíku, dusíku a kyslíku.

Roztavená měď rozpouští vodík a kysličník siřičitý. Kysličník uhelnatý a uhličitý a dusík se v mědi pravděpodobně rovněž rozpouštějí, ale názory na rozpustnost těchto plynů se různí.

Vodík je pohlcován mnoha roztavenými kovy. Vedle železa a mědi rozpouští vodík i hliník, stříbro, cín atd. Rozpustnost vodíku se ve všech kovech značně zvětšuje s teplotou a značně se zmenšuje při tuhnutí.

Kysličník siřičitý se rozpouští v hořčíku.

Důležitým činitelem pro vznik plynových bublin je tlak, protože z roztaveného kovu se nemůže uvolnit žádná plynová bublinka, pokud její tlak nepřestoupí součet atmosférického a metalostatického tlaku. Podle K. C. McCutcheona a I. Chipmana je to třeba chápat např. u neuklidněné oceli takto: Tlak 1,4 atm přísluší hloubce



Obr. 59. Bodliny v lité bezkyslíkaté elektrovodné mědi

zvět. 100 ×

asi 60 cm pod vrškem ingotu. Neznamená to, že se ve větší hloubce nemohou uvolňovat žádné plyny nebo že uvolňování plynů by mohlo být zastaveno tlakem 1,4 atp. Zastaví-li se na okamžik tímto tlakem uvolňování plynů z lázně, pak se obsah uhlíku a kyslíku v tekuté oceli následkem segregace rychle zvětší, čímž se zvýší i tlak uvolňovaných plynů a brzo přemůže vnější tlak [1].

Obecný zákon o rozpustnosti plynů formulovaný Sievertsem udává, že při konstantní teplotě je rozpustnost plynů v tekutých i tuhých kovech přímo úměrná druhé odmocnině tlaku (nad 100 mm).

Další údaje o vlivu plynů na kovy jsou v kapitole V — Nečistoty v kovech.

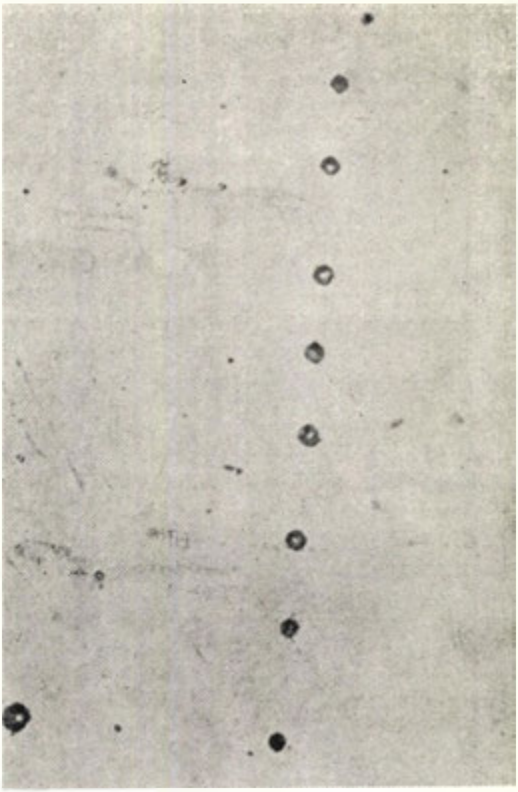
Podle zjištění některých pracovníků obsahuje kyselá konvertorová ocel při dokončení tavby před desoxydací velmi málo plynů, kdežto zásaditá martinská ocel je před desoxydací značně naplyněna. V ingotu z martinské oceli se naměřil obsah plynů 6.6 cm^3/cm^3 a u zásadité konvertorové oceli 8 cm^3/cm^3 kovu.

b) Jiná teorie vysvětluje původ plynových bublin reakcí kysličníku železnatého rozpuštěného v oceli s uhlíkem nauhličující přísady přidávané do tavby. Touto reakcí vzniká kysličník uhelnatý. Že tento plyn je hlavní příčinou plynových bublin v oceli, je zřejmé z těchto pozorování: 1. vysoce okysličená ocel je velmi náchylná ke tvoření plynových bublin; 2. šedá litina, která pro své složení nemůže být příliš naoxydována, netvoří plynové bubliny; 3. přísada odkysličovadel do oceli zabraňuje tvoření plynových bublin a 4. plynové bubliny se nejvíce vyskytují u měkkých

ocelí [16]. Někteří stoupenci této teorie připouštějí, že kysličník uhelnatý se během tuhnutí uvolňuje přímo z kovu, kdežto jiní popírají možnost existence kysličníku uhelnatého v oceli.

Oberhoffer zjistil, že vměstky kysličníku manganatého mají větší vliv než samé vměstky kysličníku železnatého.

c) Za častou příčinu pórovitosti ocelových odlitků se pokládá vlhkost ve formě. Při vysoké teplotě roztavené oceli stačí i nepatrné množství vody na některém místě formy k tomu, aby odlitek byl zcela znehodnocen. Velké odlitky ze slitinových ocelí mohou být tak pórovité a následkem toho i tak špatných vlastností, že drahá slitina se ani nevyplácí. Časté poruchy odlitků za provozu podkopávají důvěru ve spolehlivost lité oceli jako materiálu na důležité součásti a na odlitky se nelze spolehnout, leč že se pečlivě přezkoumá jakost jejich materiálu. Jde-li o tvarové ocelové odlitky určené k důležitým účelům, musí se odlévat do vysušených forem a pečlivě prohlížet a zkoušet.



zvět. 1000 ×

Obr. 60. Mikropórovitost v lité bezkyslíkaté elektrovodné mědi

d) Zadržení vzduchu ve formě je tak jednoznačnou příčinou vzniku plynových bublin, že to není třeba blíže vysvětlovat.

Pórovitost lité mědi byla předmětem mnoha výzkumů, které stručně popsal O. W. Ellis [17]. Příčina pórovitosti mědi zůstává však i nadále spornou otázkou.

1. Podle jedné teorie je pórovitost mědi způsobena vodíkem a vodní párou. Pára se rozkládá mědí podle rovnice:

$$H_2O + 2\,Cu \rightleftarrows H_2 + Cu_2O$$

Tento tvar rovnice byl udáván N. P. Allenem [19], který význačným způsobem přispěl k výzkumu pórovitosti mědi, ale Stockdale se domnívá, že rovnice by měla mít správně tvar:

$$H_2O + 2\,Cu \leftrightarrows 2\,H + Cu_2O$$

Allen zjistil experimentálním výzkumem, že pórovitost mědi se potlačí velmi pomalým ochlazováním tuhnoucího kovu a že je větší při zvýšení licí teploty.

2. Podle Prytherche [17] je příčinou pórovitosti mědi zmenšení rozpustnosti vodíku a kysličníku siřičitého během tuhnutí. Oba plyny jsou v roztavené mědi

rozpustné a během tuhnutí se rozpustnost značně zmenšuje. Zjistil, že rozsah pórovitosti závisí na povaze plynů, na licí teplotě, rychlosti tuhnutí a snad i na tvaru ingotu.

3. Skowronski [17] zdůrazňuje účinek kysličníku siřičitého. Síra přechází do mědi z koksu a dřevěného uhlí používaného na pokrytí lázně roztaveného kovu při pólování a odlévání. Je-li obsah kysličníku měďného nízký, probíhá vratná reakce:

$$6\,Cu + SO_2 \rightleftarrows Cu_2S + 2\,Cu_2O$$

Skowronski se domnívá, že kysličník siřičitý je příčinou pórovitosti u přepólované mědi.

4. A. S. Phillips při popisu rafinace mědi [10] uvádí, že obsah vodíku v roztavené mědi je poměrně málo důležitý, protože při normálním vedení tavby je obsah vodíku vždy dostačující, aby při tuhnutí vznikalo takové množství vodní páry, že odlitky ani nerostou, ani se nesmršťují. Nadbytečné množství vodíku, které se nespotřebuje pro tuto reakci, je vypuzeno jako vodní pára již v počátečních stadiích ochlazování a tuhnutí. Obsah kyslíku potřebný k zabránění pórovitosti nebo růstu odlitku je rozdílný podle velikosti a tvaru odlitků.

Obsahuje-li měď větší množství síry (řádově tisíciny procenta), vznikne někdy přepólovaná měď s lomeným, vyfouklým okrajem.

Vliv tlaku na pórovitost stříbra studoval N. P. Allen. Dokázal, že se ze stříbra při tuhnutí uvolňuje kyslík od okamžiku, kdy vnitřní přetlak rozpuštěného plynu přestoupí metalostatický tlak tekutého kovu. Kdyby bylo možno odlévat ingoty pod tlakem, který by se rovnal nebo byl větší než maximální vnitřní tlak kyslíku, dostali bychom zdravé odlitky bez pórů.

Roztavené hliníkové slitiny mají velký sklon k pohlcování vodíku. Uvolňováním tohoto plynu vznikají bodliny. Jinou příčinou vzniku plynových bublin je vlhkost atmosféry a spalin v peci. Malý metalostatický tlak souvisící s lehkostí hliníkových slitin podporuje vybublávání plynů, a proto se pórovitost odlitků zmenšuje.

Doplněk inž. B. a inž. T.

5. Primární bubliny neuklidněné oceli jsou uloženy ve vnějším (voštinovém) systému podélných dutin blízko povrchu ingotu. Vznik těchto bublin je možný na účet segregace uhlíku a kyslíku v prostorech mezi krystaly [67], to je ve dvoufázové oblasti vznikající v ingotu v době jeho krystalizace. Sekundární systém plynových bublin nacházíme v průřezu celé výšky ingotu. Uvnitř ingotu se setkáváme s náhodně rozdělenými plynovými bublinami.

U neuklidněných ocelí je v kokile na počátku tuhnutí velmi silný vývin plynů. Plynové bubliny usazující se na povrchu tuhnoucích krystalů jsou strhávány z okrajových vrstev, které jsou do určité hloubky bez bublin.

U ocelí uklidněných i neuklidněných se mohou u povrchu ingotu objevit nepravidelně uspořádané plynové bubliny nebo hnízda pórů. Vznikají proto, že plynné reakční zplodiny se vylučují na stěně kokily a vnikají do povrchových vrstev ingotu.

Příčinou nepravidelně uspořádaných povrchových bublin je špatná jakost kokil a špatná příprava kokil před odléváním. Stejný vliv jako vadné vnitřní stěny kokily má kokilový lak, který se usazuje v nerovnostech a trhlinkách.

Vlhkými a chladnými licími deskami a kalužemi laku na dně kokily vznikají bubliny v patě ingotu.

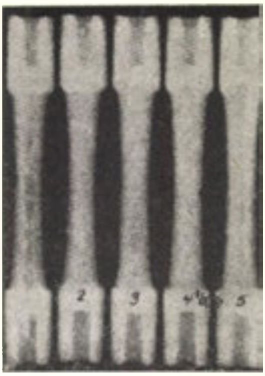
6. Hlavní příčiny výskytu necelistvosti u plechu z neuklidněných ocelí jsou vedle vměstků i vnitřní bubliny [65]. Jde o takový druh bublin, které se v průběhu válco-

vání nesvařily ani za dostatečně vysoké teploty a tlaku. U neuklidněných ocelí, za obvyklých podmínek odlévání, dosahuje výskyt necelistvosti 2 až 3 % vyráběných plechů.

Naproti tomu u uklidněné oceli jsou hlavní příčinou těchto vad téměř výhradně nekovové vměstky a v menší míře sekundární staženina. Je možné, že zde působí i zbytek primární staženiny, která nebyla odstraněna. — (Konec doplňku)

*

III. ZJIŠŤOVÁNÍ PÓROVITOSTI A JEJÍ VYHODNOCOVÁNÍ



zmenš. na 0,6

Obr. 61. Rentgenogram litých únavových tyčí z hliníkové slitiny s pórovitým jádrem

(Snímek z knihy Sachs a K. R. van Horn: Practical Metallurgy)

a) *Rentgenografické zjišťování.* Tato metoda vyžaduje nákladné zařízení. Obecně ji popsal K. R. VAN HORN v ASM Metals Handbook 1948 a v literatuře [23].

Rentgenové paprsky vytvoří na fotografickém filmu nebo papíru latentní obraz, který může být vyvolán stejným způsobem jako při normální fotografii *(obr. 61)*. Dutiny v kovech nepohlcují rentgenové paprsky, a objeví se proto na filmu jako tmavé, zaoblené skvrny. Stupeň zčernání filmu lze přesně změřit mikrofotometrem. Zkoušený materiál musí mít rovnoměrnou tloušťku a hladký povrch. Při pečlivé volbě parametrů rentgenování lze na rentgenogramu zjistit dutiny velikosti 0,5 až 1 % tloušťky prozařované hliníkové slitiny nebo oceli. Rentgenové přístroje umožňují prozářit ocel tlustou až 140 mm.*)

Při prosvěcování se obraz vytvořený rentgenovými paprsky pozoruje na fluorescenčním stínítku.

b) *Gamagrafie.* Místo rentgenových paprsků se užívá záření radia, radonu nebo mezothoria. Výhodou této metody je větší rozlišovací schopnost a možnost současně zkoušet několik vzorků. Metoda však vyžaduje dlouhé expoziční doby (10 až 16 hodin na oceli tloušťky 50 až 150 mm) a je nákladná.**)

*) Maximální tloušťka materiálu, kterou lze prozářit rentgenovými paprsky, závisí na měrné váze materiálu a vlnové délce paprsků. Čím je vlnová délka kratší, tj. záření tvrdší, tím je pronikavější. Moderní rentgenové přístroje se speciálními kaskádovými rentgenkami pracují s urychlovacím napětím až 2 000 000 V a dovolují prozářit až 400 mm oceli. S ještě tvrdším zářením lze prozářit asi 600 mm.

Vlastní technika rentgenografie byla zdokonalena metodou xeroradiografie, umožňující snížit expoziční dobu, a dále využitím průmyslové televize k zesílení obrazu, čímž se rovněž zvětšila rozlišovací schopnost snímkování. — Pozn. překl.

**) S přirozenými radioaktivními látkami, radiem a mezothoriem, se dnes pro jejich vysokou cenu pracuje jen málo, hlavně tam, kde je k dispozici preparát z dřívější doby. Byly vytlačeny radioaktivními izotopy uměle vyráběnými v atomových reaktorech. Pro gamagrafickou defektoskopii se nejčastěji používá izotopu kobaltu Co60, pro některé účely též iridia Ir192, cesia Cs 137 a thulia Tm 170. Proti radonu mají tyto izotopy výhodu v tom, že mají mnohem delší poločas rozpadu, takže preparáty pomaleji stárnou. Nejpronikavější záření má Co60, který dovoluje prozářit asi 150 až 200 mm oceli; ostatní izotopy mají záření značně měkčí a dovolují práci do tloušťky max. asi 50 až 70 mm oceli, jsou však velmi vhodné pro lehké slitiny. Moderní výrobní metody umožňují značnou koncentraci izotopů, takže lze pracovat s objemově malými zdroji vysoké intenzity, což dovoluje zkrácení expoziční doby, popřípadě prozařování z velké vzdálenosti, a tím současnou expozici velké plochy.

Pro větší tloušťky lze u oceli použít až do 300 mm radioaktivního sodíku Na24, který má nejtvrdší záření, ale poločas rozpadu pouze 14 hodin. — Pozn. překl.

c) *Fotoelektrickou metodu* popsal J. R. Burns v práci o mikropórovitosti hořčíkových odlitků [31]. Pásky pórovitého kovu se pomalu táhnou před okénkem fotoelektrického článku zapojeného na elektronický zesilovač a miliampérmetr, který je kalibrován přímo v hodnotách hustoty. Okénko fotoelektrického článku má rozměr 3,2 × 16 mm. Byly zaznamenány dva údaje hustoty, největší potíž byla s udržením rovnoměrnosti pozadí.

d) Obsahuje-li kov četné velké plynové bubliny, lze je vidět na lomové ploše pouhým okem *(obr. 3,* str. 16*)*.

Doplněk inž. B. a inž. T.

e) Bodliny je možno zjistit po odtryskání odlitku jako nepatrné otvory v povrchu odlitku. Rozlomení odlitku vede také k jejich odhalení.

Nejbezpečnější cesta ke zjištění bodlin je vyžíhání odlitku a odtryskání okují. Po rozlomení vyžíhaného ocelového odlitku se výrazně odlišuje pásmo okysličených bodlin od lesklého lomu ostatních částí odlitku.

f) Informativní pomůckou k určení příčiny trhliny je její naseknutí. Je-li směr trhliny kolmý k povrchu vývalku, lze soudit na ocelárenskou vadu. Přitom je nutno vyloučit, že nejde o tepelnou trhlinu. Spolehlivější identifikaci bublin přináší pěchovací zkouška. Po zpěchování vzorku délky $l = 2d$ na jednu třetinu nastane v místech bublin jejich rozevření.

K přesnější identifikaci bublin je nutno provést metalografický rozbor, popř. i moření [69, 70]. Po naleptání persíranem amonným a po Baumannově otisku jsou v některých případech bubliny vyplněny sirníkovými vycezeninami.

Mnohdy usnadní identifikaci původu vad leptání Oberhofferovým činidlem. Je-li v okolí vady světlá fosforová likvace, lze usuzovat, že původem vady je podpovrchová bublina.

Při vzniku trhliny z bubliny vzniklé v povrchové vrstvě ingotu, popřípadě při značně přetvářeném výrobku, nemusí být vada provázena likvacemi. Na původ vady lze také usuzovat z různého stupně oduhličení povrchu vývalku a povrchu vady. Oduhličení může být zkresleno uzavřenými okujemi, které způsobují oduhličení při zpracování materiálu. Často je však k identifikaci vady nutný širší výzkum na předvalcích a ingotech, kde je určení původu vady jednodušší.

g) U ocelových odlitků je třeba zjišťovat uzavřené bubliny (podpovrchové a vnitřní) ještě před obráběním odlitku. Jen tak se předejde národohospodářským ztrátám. Bubliny pod povrchem je možno zjistit proklepáváním odlitku v místech, kde lze očekávat jejich výskyt (zejména v horních částech nálitku). Na odlitcích za tepla vyhozených z formy je možno poznat podpovrchové vady podle tmavších skvrn. V místech zeslabených bublinou totiž odlitek chladne rychleji. — (Konec doplňku)

*

IV. VÝSKYT PLYNOVÝCH BUBLIN

a) Plynové bubliny se vyskytují u měkkých ocelí (s uhlíkem pod 0,14 % a manganem pod 0,6 %), protože tyto oceli mají malou rozpustnost pro plyny.

b) Pórovitost bývá obvykle většího rozsahu u velmi studeně lité oceli, protože plyny neměly možnost uniknout z rychle tuhnoucího kovu.

c) Výskyt plynových bublin v ocelových ingotech velmi závisí na obsahu manganu a křemíku v oceli a na přísadě hliníku do tavby. Brinell zjistil při svých pokusech

s kyselou martinskou ocelí určité vztahy mezi složením oceli a výskytem plynových bublin a staženin, které vyjádřil vzorcem:

$$T = \mathrm{Mn} + 5{,}2\ \mathrm{Si} + 90\ \mathrm{Al}\ ^{*)}$$

Normální ingoty získáme v případech, kdy $T = 1{,}66$; jsou husté a mají jen malou staženinu v horní části. Je-li T menší než 1,66, je ocel pórovitá, je-li větší, mají ingoty velkou staženinu.

Ačkoli byl tento vzorec odvozen Brinellem pro speciální podmínky jeho pokusů, tj. pro ingoty 240 × 240 mm z kyselé, nepřehřáté oceli, může se s jistým omezením obecně uplatnit pro všechny ocelové ingoty.

d) Povrchové plynové bubliny se nevyskytují u malých ocelových ingotů litých normálním způsobem. Metalostatický tlak je v tomto případě malý a absorpční tlak se záhy zvyšuje následkem uvolňování plynů [6].

e) Na polohu plynových bublin ve velkých ocelových ingotech má vliv:

1. teplota kokily; nejvhodnější rozložení plynových bublin je při předehřátí kokily na 60^0 [6];

2. tekutost oceli; čím je kov tekutější, tím blíže pod povrchem ztuhlého ingotu plynové bubliny leží.

f) Plynové bubliny se nemusí tvořit přímo v místech uvolňování plynů, protože plyny mohou při tuhnutí kovu v kokile putovat.

g) U neuklidněných ocelových ingotů mají primární plynové bubliny, které se tvoří nejdříve, protáhlý tvar. Sekundární plynové bubliny, vznikající po skončení varu v kokile, jsou kulaté nebo oválné [2].

h) Výskyt plynových bublin u lité mědi a stříbra a rovněž u platiny a paladia jsme probrali v oddílech I a II této kapitoly.

i) U odlitků z drahých kovů vyráběných přesným litím (na „ztracený vosk") a u tlakových odlitků jsou plynové bubliny často způsobeny vzduchem zadrženým ve formě *(obr. 49*, str. 52*)*.

j) Ve svarech na oceli se často vyskytují drobné kulaté póry, viditelné pouze mikroskopem. Pokud jich není příliš mnoho a jsou rovnoměrně rozděleny, nemívají na vlastnosti svarového spoje žádný vliv.**)

k) Pórovitost v odlitcích je obvykle soustředěna v tlustších částech odlitku.

Doplněk inž. B. a inž. T.

l) Většina ingotů obsahuje bubliny. Zdali se projeví jako vady při dalším zpracování, to závisí na technologii zpracování, způsobu a délce ohřevu. Nízko uložené bubliny pod povrchem ingotů se mohou při delším ohřevu odstranit opalem. Většinou však oxyduje povrch bublinek. Exogenní bubliny a vůbec bubliny uložené v blízkosti povrchu jsou zpravidla doprovázeny velkou pórovitostí vrstvy, která je dělí od povrchu. V nízkouhlíkových a nízko legovaných ocelí se mohou tyto bubliny svařit jen tehdy, mají-li dostatečně čistý povrch. Přitom je nezbytná dostatečně vysoká teplota ohřevu a stupeň protváření. Na výskyt vad způsobených bublinami má

---

*) Podle informací od prof. B. STOUGHTONA byl tento vzorec uveřejněn CASPERSONEM v práci publikované ve Stahl u. Eisen r. 1883, str. 71/76.

**) U kotlů, tlakových nádob a konstrukčních svarů s vysokým součinitelem (např. 0,9) musí být svary zcela zdravé. Pórovitost lze připustit pouze u podřadných svarů. Aby pórovitost svarů byla minimální, musí se svařovat dobře vysušenými elektrodami. Vlhkost obalu je nejen příčinou pórovitosti, ale též praskání svarů, protože kov při svařování se naplyňuje vodíkem vznikajícím rozkladem vody. — Pozn. překl.

podstatný vliv i počet průchodů a velikost úběru při válcování. Důležitý je i válcovaný profil. Z tohoto hlediska se kruhový profil vyznačuje častějším výskytem vad působených bublinami. Výskyt řady přerušovaných trhlinek na povrch vývalku svědčí o vadách způsobených bublinkami.

Vady způsobené na vývalcích nebo výkovcích mají velmi odlišný charakter, a to podle příčin vzniku bublin, jejich velikosti a vzájemného uspořádání. Přeoxydované a málo desoxydované tavby a tavby silně naplyněné se vyznačují většími bublinami.

m) U odlitků z šedé litiny jsou plynové bubliny vzniklé vinou kovů nejčastěji malých rozměrů a bývají roztroušeny v celé hmotě odlitku [68, 71]. Bubliny vzniklé vinou formy, popřípadě nesprávného postupu odlévání se soustřeďují do míst v blízkosti povrchu formy nebo jádra.

n) Konstrukce odlitků má vliv na vznik bodlinatosti. Projevuje se při téže oceli především u odlitků tenkostěnných, zejména s velkou rychlostí tuhnutí. Vznikají v počátečních stadiích tuhnutí. Odlitá ocel vytváří na styčném povrchu s formou poměrně snadno vrstvičku kysličníku železnatého. Jeho vznik je podporován okysličujícím účinkem vodní páry ze syrové formy. Zvýšená koncentrace FeO poruší rovnováhu mezi FeO a H v povrchové vrstvě. Potom vznikají snadno bublinky vodní páry. Difúzí vodíku k těmto impulsívním bublinám vznikají bodliny. — Konec doplňku)

*

V. ŠKODLIVÉ ÚČINKY PÓROVITOSTI

Škodlivé účinky pórovitosti závisí hlavně na poloze plynových bublin v kovu a samozřejmě na jejich velikosti a množství.

a) Plynové bubliny v ingotech jsou víceméně neškodné, pokud leží pod povrchem, protože se při válcování a kování uzavřou a svaří.

Jdou-li plynové bubliny až k povrchu, jsou okysličeny a při následujícím tváření se nemohou svařit. Potom ovšem jsou příčinou nebezpečných trhlin a přeložek.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Při nepříznivých podmínkách výroby a odlévání neuklidněných ocelí vzniká nevhodný průběh tuhnutí a vylučování plynů [66]. Závady jsou způsobeny především:

1. příliš malým obsahem kyslíku,
2. špatnou tekutostí oceli,
3. vysokou rychlostí lití,
4. vysokou teplotou lití.

Za těchto podmínek nastává ztížení strhávání plynových bublinek tuhnoucí kůry odlitku. Tloušťka vytvořené kůry je pak velmi malá.

K dobrému svaření bublin neuklidněné oceli je důležitá dostatečně velká vzdálenost od povrchu ingotu. K zabránění oxydace stěn bublin při ohřevu musí být minimální hloubka zdravé kůry 6 až 12 mm.

Jsou-li u neuklidněné oceli uloženy bubliny v blízkosti povrchu, má hloubka opalu při ohřevu velký vliv na vznik vad na povrchu válcovaného materiálu. Při normálním ohřevu ingotů sázených za tepla do hlubinné pece je opal 2 až 4 mm. U ingotu sázeného za studena je opal přibližně dvojnásobný.

Jakostí výchozích ingotů je ve značné míře určena i jakost válcovaného materiálu. Vady způsobené odkrytím nebo protržením podpovrchových bublin lze rozdělit takto:

1. hrany a stěny vývalků potrhané nepravidelně hlubokými trhlinami (typická vada neuklidněných ocelí způsobená odkrytím nízko uložených podpovrchových bublin při ohřevu);

2. hrubé podélné trhliny tvaru Y;

3. jednotlivé podélné trhliny hlubšího charakteru;

4. drobné vlásečnicové trhliny podélného směru, vyskytující se jednotlivě i ve shlucích.

V zásadě platí, že hloubka zoxydované bubliny se při válcování neredukuje úměrně s redukcí průřezu ingotu, nýbrž je asi dvakrát až třikrát větší. Je to způsobeno oxydy vyplňujícími trhliny, které se deformují při válcovací teplotě značně méně než ocel.



skut. vel.

Obr. 62. Plynová bublina v závěsném háku záchranného pásu z temperované litiny. Hák praskl za provozu

Na konečný rozsah vad vlivem bublin má vliv i směr válcovacích tlaků a teplota válcování. Stěny bublin jsou v počátcích válcování uloženy kolmo k povrchu. Při dalším válcování se mohou značně naklánět a vytvořit s povrchem předvalku ostrý úhel. Odklonění je způsobeno deformačními silami v závislosti na uspořádání kalibrů.

Při válcování ingotů s nadměrným výskytem bublin vznikají četné příčné trhliny, které v průběhu válcování změní svůj tvar na charakteristické Y. Při tváření se totiž protrhne povrchová vrstva následkem vysokých tahových napětí. Někdy se také mechanismus vzniku trhlin připisuje menší soudržnosti nedokonale svařených podpovrchových bublin a působení vnitřních trhlin při chladnutí.

Z podpovrchových bublin vyvolaných naplyněním oceli při odlévání vzniká na povrchu vývalku řada přerušovaných trhlinek.

Obsahuje-li podpovrchová vrstva ingotu velké množství bublin, může nastat při ohřevu v hlubinné peci tzv. otevření bublin. Vrstva kovu nad bublinami se přemění v okuje. Povrch vývalku je pak pokryt hustě uspořádanými drobnými šupinami. Tímto charakteristickým znakem se odlišují od ojedinělých plen vznikajících rozstřikem při lití. — (Konec doplňku)

*

b) Plynové bubliny zmenšují užitečný průřez odlitků a snižují svým vrubovým účinkem ještě více jejich pevnost. Protože bubliny nelze zjistit přímou prohlídkou, jsou odlitky, pokud nejsou pečlivě prozkoušeny na pórovitost, méně spolehlivé pro důležité součásti než tvářený kov *(obr. 62)*.

c) Plynové bubliny v ocelovém ingotu jsou žádoucí, protože zmenšují velikost staženiny (lunkru).

d) Nesvařené plynové bubliny způsobují vrstevnatost (plenitost) plechů a páskové oceli. Netěsnost tlakových lahví na plyny se rovněž připisuje této závadě.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Při výrobě neuklidněných ocelí lze v některých případech přičíst zvýšenou zmetkovitost výroby necelistvostem v hlavové části ingotu. Jejich příčinou jsou shluky uvázlých bublin v hlavové části ingotu. Bubliny pak tvoří jakési místní tepelné středy a na jejich povrchu se vylučují vycezeniny. Při válcování se zpravidla nesvaří a na lomové ploše předvalků se vyskytují necelistvosti. F. ZÁMEČNÍK [73] se zabýval touto otázkou a zjistil, že její příčinou je málo intenzívní var, výrazné vycezování síry a fosforu. Vycezování závisí také na tom, v jaké podobě je síra v oceli obsažena. Zhoršujícím činitelem je rovněž velikost ingotu, která zvyšuje stupeň vycezování.

Zvětšený výmět následkem ředin se vyskytuje u všech ingotů, které mají zvětšené stoupání v kokilách. Vzrůstá s dobou varu oceli v kokile. Z hlediska krystalické struktury a chemické stejnorodosti by tedy byl nejvýhodnější intenzívní, ale poměrně krátký var oceli v kokile, který by zaručil dostatečně tlustou povrchovou vrstvu, ale nepůsobil by nepříznivě na stupeň vycezování. Tento problém řeší tak zvané *uklidňování hlav ingotů* neuklidněné oceli (přerušení varu). Za těchto podmínek se zmenší výmět, omezí se vycezování fosforu a síry a zmenší se růst ingotů v kokilách. Opatření záleží v povrchovém uklidnění oceli v kokile hliníkem nebo ferosiliciem a v zalití hladiny oceli vodou, takže ocel urychleně ztuhne. Přerušení varu v celém objemu oceli se dosáhne fyzikální cestou, tj. nadměrným zvýšením tlaku CO potřebného k vyloučení bublin a průběhu uhlíkové reakce.

e) Odlitek postižený bodlinami se zpravidla vyřazuje. Jeho oprava je velmi obtížná, poněvadž bodliny jsou rozsety po celém povrchu.

f) Jakost hlubokozávarového spoje je ve značné míře dotčena častým výskytem pórů a bublin ve svaru [72]. U svarů nízkouhlíkových ocelí uklidněných a neuklidněných se zjistilo, že rychlost svařování a vlastnosti základního materiálu mají značný vliv na jakost svaru. — (Konec doplňku)

*

VI. ZÁBRANA A NÁPRAVA

a) Nejdůležitějším prostředkem proti vzniku plynových bublin v oceli je účinná desoxydace kovu při nauhličování a přísada hliníku do kokily. Uvedený Brinellův vzorec ukazuje, že ocel nemusí být bublinatá, je-li přísada manganu, křemíku a hliníku dostačující. Desoxydační přísady se však musí přidávat opatrně, protože plynové bubliny v ingotech nejsou tak škodlivé jako staženina, která vzniká při nadměrné desoxydaci.

Doplněk inž. B. a inž. T.

K zamezení vzniku bublin uklidněné oceli je nutno provést účinná opatření, aby se snížil obsah plynů [69, 70]. Je nutno především vyloučit nebo změnit jejich obsah vhodnými zásahy. Týká se to zejména:

1. Použití suché vsázky. Vsázka nesmí obsahovat adsorbované nebo chemicky vázané plyny.
2. Nasycování kovové lázně z pracovního prostoru pece. Stupeň nasycení je závislý na složení oceli, teplotních podmínkách tavby, fyzikálně chemických vlastnostech strusky, a konečně také na složení atmosféry pece.
3. Použití feroslitin s malým obsahem plynů a také jejich vysoušení. Významná je volba správného období přísady feroslitin do kovové lázně.

4. Vhodně voleného průběhu tavby. Důležitá je doba varu a rychlosti oduhličení. Podstatný vliv mají fyzikálně chemické vlastnosti strusky a zejména také její zásaditost.

5. Dostatečné desoxydace. Je nebezpečí, že kyslík v podobě FeO reaguje s uhlíkem oceli za vzniku CO. Obecně platí, že čím méně uhlíku obsahuje ocel, tím větší je obsah kyslíku, a tím důkladnější musí být desoxydace.

6. Volby vhodných podmínek odpichu a odlévání. Krátká doba odpichu a zamezení tříštění proudu oceli, vysušený keramický materiál.

Mimo uvedená opatření přispívají moderní metalurgické postupy, jako je vakuové lití a průběžné opalování povrchu ingotu kyslíkovým plamenem, k zabránění vzniku a působení bublin, popřípadě jejich dalšímu škodlivému vlivu na vznik povrchových vad.

Aby nevznikaly bodliny, je nutno zabránit reakci mezi FeO a vodíkem a omezit obsah kysličníku železnatého [57]. Na povrch formy se nanese redukční prostředek (petrolej, dextrín aj.). Vyloučením zárodečných bublinek vodní páry se zamezí tvorba bodlin. — (Konec doplňku)

*

b) Doporučuje se, aby se ve všech případech, kde je to možné, ponechala ocel před litím v pánvi co nejdéle, aby plyny mohly uniknout. Tímto způsobem dostaneme zdravější ingoty.

c) Je žádoucí ocel v kokile rychle ochladit, aby se vytvořila pevná kůra na povrchu ingotu, zabraňující přístupu vzduchu k plynovým bublinám, které se tvoří v těle ingotu. U neuklidněné oceli se dosáhne stejného cíle jinými prostředky.

d) Aby se zabránilo škodlivému účinku vlhkosti, nemá se používat zrezivělých kokil.

e) Aby se ve formě nezadržoval vzduch, musí forma mít správnou vtokovou soustavu a odvětrání a odlití je třeba provádět pečlivě [20].

f) K snížení pórovitosti odlitku na minimum je třeba odlévat do sušených forem.

g) Nesvařené plynové bubliny na povrchu sochorů je třeba před konečným válcováním vysekat nebo vypálit.

h) Podle Hadfielda se vyrobí zdravé ingoty v kokilách s nástavcem vypěchovaným pískem. Když je nálitek vyplněn roztavenou ocelí, posype se hladina rozemletou struskou z kuplovny a na strusku se nahodí dřevěné uhlí. Pak se začne dmýchat stlačený vzduch, aby se struska roztavila. Tím se zabrání rychlému ochlazování nálitku a kov se chrání před rozpouštěním uhlíku z dřevěného uhlí.

Klíč k seznamu literatury

Pórovitost ocelových odlitků a litiny: [8], [9], [10], [14], [33], [36], [48]

Pórovitost neželezných kovů: [17 až 19], [22 až 27], [30], [31], [34], [37]. [38], [41], [45], [49], [50], [54 až 56]

LITERATURA KE KAPITOLE III

1. K. C. McCutcheon and John Chipman: Evolution of Gases from Rimming-Steel Ingots. *Metals Technol.* (Aug. 1938).

2. J. W. Halley and T. S. Washburn: Distribution of Metalloids in Rimmed-Steel Ingots. *Metals Technol.* (Feb. 1938).

3. T. S. Washburn and J. H. Nead: Structure of Rimmed-Steel Ingots. *Metals Technol.* (Jan. 1937).

4. A. Hultgren and G. Phragmén: Solidification of Rimming-Steel Ingots. *Trans. A. I. M. E. Iron Steel Div., 135* (1939) 133.
5. E. Knipp: Blowholes in Castings with Particular Reference to Cast Steel. *Giesserei, 22* (1935).
6. A. Stadeler and H. J. Thiele: Influence of the Mould Temperature on the Position of the Surface Blowholes and Segregation in Soft Steel Ingots. *Stahl u. Eisen, 51* (1931).
7. F. J. A. Smeton: Prevention of Porosity in Castings. *Foundry Trade J. 48* (1933).
8. J. L. Francis: A Review of Factors Influencing the Soundness and Solubility of Grey-Iron Castings. *Foundry Trade J., 52* (1935).
9. C. A. Edwards: Gases in Metals. *Trans. A. I. M. E., Inst. Metals Div., 117* (1935) 13.
10. Albert J. Phillips: The Separation of Gases from Molten Metals. *Metals Technol.* (June 1947).
11. G. Batty: The Relation of Moulds and Cores to Porosity in Steel Castings. *Trans. Am. Foundrymen's Assoc., 42* (1934).
12. Michael Tenenbaum: Structure, Segregation and Solidification of Semikilled Steel Ingots. *Metals Technol.* (Sep. 1947).
13. Anson Hayes and John Chipman: Mechanism of Solidification and Segregation in a Lowcarbon Rimming-Steel Ingot. *Metals Technol.* (Dec. 1938).
14. B. Beer: A Contribution to the Investigation of the Porosity of Gray Cast Iron at High Pressures. *Giesserei, 17* (1930).
15. C. A. Zapffe: The Cause of Bleeding in Ferrous Castings. *Metals Technol.* (Oct. 1942).
16. Bradley Stoughton: *The Metallurgy of Iron and Steel*, 4th Ed., McGraw-Hill Book Co., New York (1934).
17. O. W. Ellis: A Review of Work on Gases in Copper. *Trans. A. I. M. E., Tech. Publ. No. 478* (1932).
18. F. A. Fox: The Properties of Some Magnesium-Aluminum-Zinc Casting Alloys and the Incidence of Microporosity. *J. Inst. Metals, 71* (Aug. 1945) 415—439.
19. N. P. Allen: The Distribution of Porosity in Copper Ingots. *J. Inst. Metals, Proc., 51* (1933) 277.
20. G. Sachs and K. R. van Horn: *Practical Metallurgy*, 5th Printing, A. S. M. (1948).
21. J. G. Hofman: Appearance of Internally Bright Gas Holes on the Surface of Gray Cast Iron Where Green Sand Molds are Used. *Metalen, 1* (May 1947) 158—160.
22. H. H. Fairfield and A. E. Murton: Some Causes of Pinholes in Magnesium Alloy Castings. *Am. Foundrymen's Assoc.*, Preprint No. 47—44 (1947).
23. R. S. Busk: A Correlation of the Mechanical Properties and Radiographic Appearance of Magnesium Alloy Castings. *A. S. T. M., Symposium on Radiography* (published 1943).
24. Davidlee von Ludwig: Carbides, Nitrides and Porosity in Aluminum. *Iron Age, 160* (Nov. 20, 1947).
25. Hiram Brown: Gas Porosity in Aluminum Alloys. *Foundry, 75* (Feb. 1947) 88, 199, 200, 203, 206, 208, 210, 212, 214.
26. Robert A. Colton: Gases in Bronze. *Foundry, 74* (March 1946).
27. A. E. St. John: Practical Procedures for Reducing Gas Porosity in Nonferrous Castings. *Iron. Age, 160* (July 3, 1947) 46—48.
28. A. Burkhardt and G. Sachs: Pinholes. *Metallwirtschaft, 11* (1932).
29. Josef Přibyl: Causes for Formation of Pinholes in Steel Castings. *Hutnické Listy* (Metallurgical Topics), *2* (No. 5, 1947) 106—110.
30. William B. George: Porosity in Navy G and M Metals and Red Brasses. *Iron Age, 156* (Nov. 15, 1945) 68—70.
31. Jay R. Burns: Susceptibility of Four Magnesium Casting Alloys to Microporosity and its Effect on the Mechanical Properties. *Metals Technol., 13* (Feb. 1946); *A. I. M. E., Tech. Publ. No.* 1955 (1946).
32. J. C. Kennedy: Imprisoned Air and the Failures of Castings. *Engineer, 154* (1932).
33. M. Guédras: Blowholes in Steel Castings. *Rev. fonderie moderne, 27* (1933).
34. T. F. Pearson and W. A. Baker: Cause of Porosity in Tin-Bronze Castings. *J. Inst. Metals, 67* (1942) 231—255; discussion pp. 341—351, 370—372.
35. E. A. G. Liddiard and W. A. Baker: Cause and Control of Magnesium Alloy Microporosity. *Am. Foundryman, 8* (Sep. 1945) 33—44.
36. Oliver Pritchard: Improved Sealing of Porous Castings. *Ind. Gas*, 25 (Nov. 1946).

37. W. T. Pell-Walpole and V. Kondic: The Relation Between Segregation Structure and Porosity in Chill-Cast and in Sand-Cast Ingots of 10% Tin Bronze. *Metallurgia, 35* (Feb. 1947) 181—187.
38. H. H. Fairfield and A. E. Murton: Some Causes of Pinholes in Magnesium Alloy Castings. *Am. Foundrymen's Assoc.*, Preprint No. 44—47 (1947) 10 pages.
39. F. A. Allen: Porosity — Another Approach. *Light Metals, 11* (Feb. 1948) 98—101.
40. Edward I. Salkovitz: An Integrating Photometer to Measure Porosity in Castings. *Ind. Radiography Non-Destructive Testing, 5*, (Winter 1946—47) 33—40.
41. Harold A. Knight: Modern Impregnating of Magnesium Castings. *Metals & Alloys, 20* (Dec. 1944) 1625—1630.
42. R. W. Crawford and Sandford E. Glick: Sealants for Metal Castings for Varying Degrees of Porosity. *Product. Eng., 16* (Jan. 1945) 53—55.
43. That Porosity Problem. *Die Castings, 8* (Sep. 1950) 36—38.
44. Porosity due to Dross. *Metal Ind.* (London), *81* (Nov. 14, 1952) 391.
45. N. B. Rutherford: Pinhole Porosity in Brass and Gunmetal Castings. *Foundry Trade J., 97* (July 1, 1954) 13—20.
46. Georg Graue: Factors in the Porosity and Gas Diffusion in Ferric Oxides and Mixed Oxides. Part II. *Werkstoffe u. Korrosion, 5* (No. 6, June 1954) 212—216; in German.
47. Intrinsic Porosity. Part II. *Electroplating and Metal Finishing, 3* (Oct. 1950) 529—530.
48. A. A. Timmins: Internal Porosity in Grey Cast Iron. *B. C. I. R. A., J. Research and Develop., 3* (Aug. 1950) 449—463; discussion pp. 476—498.
49. R. W. Balluffi and B. H. Alexander: Development of Porosity during Diffusion in Substitutional Solid Solutions. *J. Appl. Phys., 23* (Nov. 1952) 1237—1244.
50. Cause and Prevention of Gas Porosity in Copper-Base Alloys. *Foundry, 77* (July 1949) 147—148.
51. J. ter Berg and G. J. van Wijnen: The Porosity of Welds. *Welding J.* (N. Y.), *28* (June 1949) 269s—271s.
52. N. Thon, Denis Kelemen and Ling Yang: Porosity of Electrodeposited Metals. Part V. Measurement of the Corrodibility of Metal Foils. *Plating, 36*, (Sep. 1949 928—929, 959.
53. Edgar Marburg: Accelerated Solidification in Ingots. Its Influence on Ingot Soundness. *J. Metals, 5* (Feb. 1953); *Trans. A. I. M. E., 197* (1953) 157—172.
54. E. Lardner: The Formation of Intracrystalline Voids in Solution-Treated Magnesium-Aluminum Alloys. *J. Inst. Metals, 81* (May 1953) 439—442).
55. William B. George: Porosity in Navy G and M Metals and Red Brasses. *Iron Age, 156* (Nov. 15, 1945) 68—70.
56. A. E. St. John: Practical Procedures for Reducing Gas Porosity in Nonferrous Castings. *Iron Age, 160* (July 3, 1947) 46—48.

Doplňky literatury ke kapitole III

Sestavili inž. B. a inž. T.

57. J. Přibyl: Vady ocelových odlitků. Praha, SNTL, 1956.
58. J. Přibyl: Problematika bodlinatosti ocelových odlitků. Sborník VŠB 4 (1958), č. 4, str. 327/328.
59. J. Mackiewič: Špendlíkové póry u ocelových odlitků. Hutnické listy II (1947), č. 11, str. 245/249, č. 12, str. 273/276.
60. J. Kraus: Špendlíkové póry, jejich vznik a případné odstranění. Hutnické listy II (1957), č. 6, str. 129/135.
61. J. Mackiewič: Vyjádření k článku F. Krause. Hutnické listy II (1947), č. 6, str. 135/137.
62. J. Přibyl: Vyjádření k článku J. Krause. Hutnické listy II (1947), č. 6., str. 137/138.
63. J. Přibyl: Příčiny vzniku špendlíkových pórů u ocelolitiny. Hutnické listy II (1947), č. 5, str. 106/110.
64. J. Mackiewič: Vyjádření k článkům J. Přibyla. Hutnické listy II (1947), č. 5. str. 110/111.
65. T. Myslivec a J. Choleva: K otázce výskytu necelistvostí a dvojitosti u kotlových a konstrukčních plechů. Hutník 5 (1955), č. 9., str. 263/267.
66. M. Velkoborský: Vady ingotů — atlas vad II. díl. Závěrečná zpráva v NHKG, 1960 — neuveřejněno.

67. V. S. Reprincev a A. N. Morozov: Mechanizm obrazovanija sotovych puzyrej v slitkach kipjaščej stali. Izv. vys. učeb. zavedenij, černaja metallurgija, 1959, č. 2, str. 37/42.
68. A. M. Plešinger: Vady odlitků ze šedé litiny. Praha, Průmyslové vydavatelství, 1952.
69. J. Chvojka: Příčiny vzniku bublin u některých druhů uklidněných ocelí. Hutník 8 (1958), č. 6, str. 199/203.
70. Z. Volf: Příspěvek k článku Ing. J. Chvojky. Hutník 8 (1958), č. 9, str. 314/315.
71. F. Píšek: Konstrukce odlitků. Praha, SNTL, 1956.
72. Z. Eminger: Vliv hlavních výrobních činitelů na jakost hlubokozávarového spoje. Strojírenství 3 (1953), č. 4, str. 277/292.
73. F. Zámečník: Příspěvek k problému jakosti neuklidněné oceli. Hutník 8 (1958), č. 4, str. 122/127.
74. A. M. Plešinger: Návrh jednotného třídění vad odlitků. Hutnické listy VI (1951), č. 6, str. 262/269.
75. K. Gierdziejevski: Otázka třídění slévárenských vad. Hutnické listy VII (1952), č. 10, str. 506/514.
76. J. Přibyl: Plynové bubliny v odlitcích. Slévárenství I (1953), č. 10, str. 260/265.
77. J. Přibyl: Původní a druhotné vady odlitků. Slévárenství III (1953), č. 3, str. 69/71.
78. Z. Eminger a K. Weber: Výroba speciálních odlitků. Praha, SNTL, 1957.
79. E. Jekerle: Praskání, ztráty houževnatosti a pevnosti v odlitcích ze šedé litiny. Hutnické listy V (1950), č. 11, str. 441/443.
80. S. Hořejš: Příspěvek k otázce vzniku podélných trhlin v patách kolejnic po rovnání. Hutnické listy XIII (1958), č. 6, str. 517/526.
81. J. Ornst: Výskyt bublin v odlitcích a cesty k jejich odstranění. Slévárenství 1959, č. 11, str. 433/438.
82. Příčiny vzniku puchýřů na neuklidněné, za studena válcované oceli 08. Hutník 11 (1961), č. 11, str. 572.
83. J. Kolofík: Vliv technologie válcování na jakost pocínovaných plechů. Hutník 9 (1959), č. 10, str. 341/346.
84. V. Oliverius: Boj proti zmetkům ve slévárně. Hutník 11 (1961), č. 5., str. 109/111.
85. V. Oliverius: Účelné opravování slévárenských vad. Hutník 1 (1951), č. 10, str. 215/218.
86. V. Volejník: Tavení a lití mědi a jejich slitin. Praha, SNTL, 1953.
87. Porosita hliníkových odlitků. Hutník 1 (1951), č. 2, str. 46.
88. V. Oliverius: Proti porovitosti hliníkových slitin. Hutník 1 (1951), č. 3, str. 65/66.
89. J. Hykel: Bublinatost hliníkových odlitků. Slévárenství II (1954), č. 8, str. 238/240.
90. P. Ryš: Očkovací a kuličková (nodulární) litina. Hutník 1 (1951), č. 3, str. 63/64.
91. J. Červášek: Lití pod tlakem. Praha, SNTL, 1955.
92. L. Hellebrand: Výroba předvalků. Praha, SNTL, 1955.
93. Z. Hostinský: Kujná litina. Praha, SNTL, 1955.
94. V. Blažek, J. Koblovský, J. Gumanskij, P. Schier a K. Slonek: Zkoušení výkovků a odlitků ultrazvukem. Strojírenství 3 (1953) č. 10, str. 744/751.
95. V. Hajdovský: Zkoušení materiálů a výkovků rtg. paprsky a paprsky gamma. Praha, SNTL, 1956.
96. K. Vašica: Zkouška ultrazvukem a její problematika. Hutník 11 (1961), č. 3, str. 123/128.
97. K. Slonek: Zkoušení turbinových a generátorových rotorů ultrazvukem. Hutnické listy XIII (1958), č. 1, str. 33/37.

Kapitola IV

STAŽENINY

I. OBECNÝ VÝKLAD

Většina kovů a slitin se během tuhnutí smršťuje a jejich smršťování pokračuje při dalším ochlazování z teploty tuhnutí na teplotu okolí. Celková velikost délkového smrštění oceli činí asi 2 %. Nalijeme-li tekutou ocel do kovové formy, odvedou stěny formy rychle teplo a na povrchu odlitku se ihned vytvoří slabá vrstva (kůra) ztuhlého kovu. Vrstva ztuhlého kovu narůstá během dalšího tuhnutí a když začíná tuhnout tekutý kov ve středu odlitku, snaží se stahovat jeho stěny směrem ke středu. Stěny jsou však již dostatečně pevné, odolávají deformaci a v tuhnoucím kovu vznikne nakonec dutina ve středové části ingotu. Tato dutina se nazývá *středovou staženinou* nebo též *lunkrem* (kontrakční staženinou) *(obr. 63)*. Objem staženiny se rovná rozdílu objemu tekutého a ztuhlého kovu.*) Na vršku ingotu je staženina širší a má nálevkovitý tvar, ale celkově je její tvar nepravidelný.

Škody způsobené vznikem staženiny jsou velmi velké. Je-li staženina nahoře otevřena, dostává se vzduch do vnitřku kovu, okysličuje jej a staženina se při válcování nesvaří. Hloubka staženiny může přesáhnout polovinu výšky ingotu.

Ztráta kovu vznikající oddělením části ingotu se staženinou je velká, a proto byly vyvinuty různé metody na zmenšení jejího objemu nebo alespoň zmenšení její škodlivosti. Zmíníme se o nich v posledním oddíle této kapitoly.

Nepoužíváme-li speciálních licích metod, setkáváme se se stejnými potížemi i u tvarových odlitků.

Oblasti v okolí staženiny jsou vždy pórovité. Tato pórovitost se však liší od pórovitosti způsobené plynovými bublinami jak ve svém původu, tak i ve svém vzhledu. Velké dutiny v litém kovu, stejně jako u minerálů, dávají nejpříznivější podmínky pro volný růst vyvinutých dendritů. Většina krystalů ve velkých ingotech jsou jen značně rozměrné dendrity a pórovitá dendritická struktura je charakteristická pro kov obklopující staženinu. Dutiny (řediny) v této oblasti se označují jako *mezidendritická pórovitost (obr. 64* až *66)*. Na posledním snímku je kostra dendritů pokryta vrstvou kysličníků.

---

*) V literatuře je poměrně málo údajů o měrné váze oceli za různých teplot. Použijeme-li hodnot, které uvádí Landolt, dostáváme řádovou představu o největším možném objemu staženiny. Podle těchto údajů je možno stanovit, že změna objemu pro každý kubický metr oceli je 0,0266 m³. Pro ingot váhy 7 t je pak změna objemu při přechodu taveniny do tuhého stavu rovna asi 0,027 m³. Ve skutečnosti staženina není tak velká. Část schodku objemu je nahrazena tepelnou roztažností a část dosazováním taveniny. — Pozn. inž. B. a inž. T.



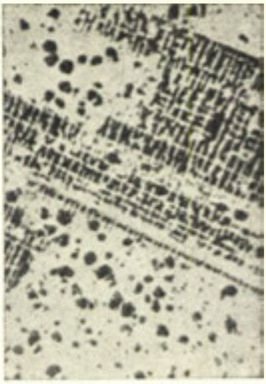
Obr. 63. Soustředná staženina a plynové bubliny v ocelovém ingotu

(Snímek ze zprávy Watertown Arsenal, 1909)



skut. vel.

Obr. 64. Temperovaná litina



zvět. 25 ×

Obr. 65. Temperovaná litina

Mezidendritické póry v litých kovech

A. M. Portevin [7] ve své práci o mezidendritických staženinách (pórovitosti) v ocelových ingotech uveřejnil nádherné fotografie mezidendritických dutin. *Mezikrystalické trhliny*, které zjistil L. Guillet [9] v bronzu, a rovněž *diskontinuitní mikrosmršťování* v hořčíkových slitinách, jež popsal L. G. Day [13], jsou zřejmě různými obměnami mezidendritické pórovitosti *(obr. 67 až 69)*.

Pojem „staženina (lunkr)" má odlišný význam ve spojení s tvářeným kovem. V tomto případě označuje *rozštěpení* v kovech vznikající při protlačování nebo při podobných pochodech. V tomto smyslu budeme o tomto pojmu jednat v jedné z dalších kapitol.

II. PŘÍČINY VZNIKU STAŽENIN

Vysvětlili jsme již, že přímou příčinou vzniku staženiny je smršťování kovu během tuhnutí. Rozvedeme-li dále toto zjištění, je třeba dodat, že rozdíl objemů roztaveného a ztuhlého kovu závisí na jeho chemickém složení a podmínkách lití.

a) Není-li poměr manganu a křemíku v oceli pečlivě upraven, má ingot staženinu. Vznik staženiny v ocelových ingotech se může předvídat podle Brinellova vzorce $T = \text{Mn} + 5{,}2\,\text{Si} + 90\,\text{Al}$ za předpokladu, že výrobní podmínky jsou obdobné jako při Brinellových pokusech. Odlévá-li se ocel velmi teplá, je větší smrštění příčinou vzniku rozsáhlejší staženiny [8].

b) O důležitosti vlivu licích podmínek na staženinu a o opatřeních k zamezení jejího vzniku pojednáváme v oddíle VI této kapitoly.

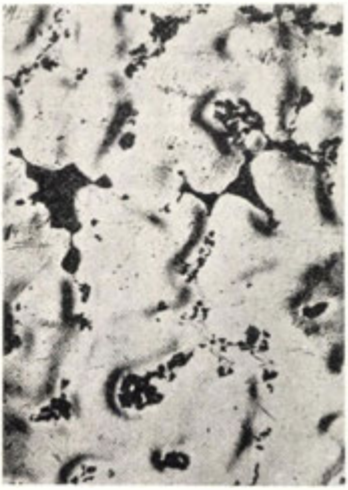
Doplněk inž. B. a inž. T.

M. Málek [14] studoval charakter poruch vzniklých smršťováním kovu a možnost jejich ovládnutí změnou licích podmínek. Zjistilo se, že změnou licí teploty, popřípadě polohy odlitku lze rozsah vad značně omezit, nelze však vady zcela odstranit.



zvět. 100 ×

Obr. 66. Temperovaná litina



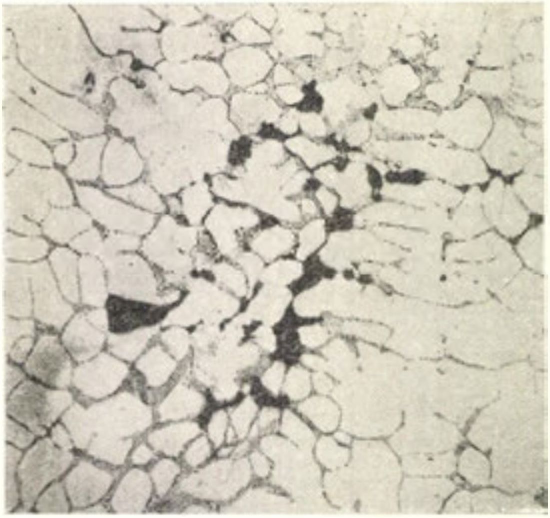
zvět. 75 ×

Obr. 67. Bronz



zvět. 5 ×

Obr. 68. Staženina v litém pakfongu



zvět. 100 ×

Obr. 69. Litá měď. Nemá staženinu, ale je pórovitá

Mezidendritické póry v litých kovech

Oblast ředin je rozložena v pásmu neusměrněně krystalizujícího kovu. Podle Chvorinovovy teorie tuhnutí z toho vyplývá, že vznik ředin není závislý jen na teplotních spádech v odlitku. Závisí značně na podmínkách lití, zejména na licí teplotě a tepelných ztrátách taveniny při odlévání, hlavně na dráze uběhlé kovem, relativní tloušťce odlitku a charakteru formy a proudění. Vliv zvýšené licí rychlosti se projevuje obdobně jako vliv chladítka, ale v menší míře. — (Konec doplňku)

*

c) Vznik vnitřních trhlin v bronzech se přisuzuje vlivu plynů [5].

Doplněk inž. B. a inž. T.

Původní příčinou staženiny, stejně jako jiných licích vad (ředin, pórů apod.), je zmenšení objemu při přechodu oceli ze stavu kapalného do tuhého. Tyto vady se od sebe navzájem liší pouze mechanismem svého vzniku. Je-li staženina velmi malá (mikrostaženina), tvoří se při krystalizaci nejčistší krystaly na stěnách dutiny a do středu se odtlačuje matečný louh nejbohatší na přimíšeniny.

Mikrostaženiny pozorované v řezu na výbrusu jsou tedy charakterizovány největším obsahem nečistot. Naproti tomu u stěn hlavní staženiny nenajdeme segregační jevy nebo vycezování.

Tyto okolnosti jsou velmi důležité při studiu licích vad ve výkovcích. Hlavní staženina zpravidla přichází spolu s hlavou ingotu do odpadu.

Rozlišení kovářských vad od staženin není vždy snadné, protože jak u dutin vzniklých při kování, tak i u zbytků staženin v jejich okolí není žádné vycezování. Ani zde nenacházíme žádné změny struktury, které by mohly být vodítkem při rozhodování o původu vady. Charakter makrostruktury může v některých případech umožnit zjištění původu vad.

Rozlišit uvedené vady podle V. Koševa a S. Burdy [19] nám umožňuje do jisté míry vláknitá struktura. V okolí dutin je však vláknitá struktura velmi malá, popřípadě žádná. V těchto místech se také následkem přítomnosti otevřených dutin nemůže při kování vyvinout potřebný tlak a mění se také tok materiálu. Naproti tomu při dutinách vzniklých nesprávným tvářením za tepla je vláknitá struktura přímo až na povrchu dutiny.

V některých případech umožňuje vzájemné rozlišení licích a kovářských vad fraktografická prohlídka povrchu dutiny. Na stěnách staženiny se setkáváme často s reliéfem dendritické struktury, který se však někdy při kování smaže. Při pro-

hlídce povrchu dutiny lze však při větším zvětšení zjistit na jejích stěnách menisky, které nezvratně dokazují, že jde o licí vadu.

Řediny vznikají tehdy, když v průběhu tuhnutí oceli pokračuje zmenšování objemu materiálu při změně skupenství. V této fázi se již tavenina nemůže dosazovat (pokročilejší stadium tuhnutí) a mizí poslední zbytky taveniny. Vzhled ředin závisí na tom, kolik taveniny bylo v okamžiku, kdy se přerušila celistvost materiálu a vznikl volný prostor. Byl-li v tomto okamžiku ještě dostatek taveniny, pak vzniknou na stěnách dutiny, které jsou vytvořeny dendritickými krystaly, a na jejich nerovnostech nevzniknou menisky. Po ztuhnutí pak nacházíme v ředinách zaoblené a zrcadlově lesklé meniskové plochy. Na výbrusu jsou pak charakterizovány obloučkovým tvarem; nasvědčují tomu, že v okamžiku vzniku dutiny byl v tomto místě ještě dostatek taveniny.

Vzniká-li volný prostor v okamžiku, kdy se již tavenina prakticky nevyskytuje, vznikají *klikaté trhliny*. Vznikne-li taková skupina po úplném ztuhnutí, je správnější název *trhlina smrštěním*. Takovéto útvary se musí vyskytovat na rozhraní mezi dendrity. Při vzniku těchto trhlin může proběhnout i vycezování. Trhlina vzniká sice v místě, kde již není tavenina, ale při spojení se sousedním objemem, jehož tuhnutí je opožděno, může nastat částečné nebo i úplné vyplnění trhlin. S těmito jevy se setkáváme zejména při vzniku V-vycezenin v oblasti osy ingotu. — (Konec doplňku)

*

III. SKLON SLITIN KE TVOŘENÍ STAŽENIN

a) Sklon slitin ke tvoření staženiny lze ověřit pokusně odlitím malých jednoduchých kokilových odlitků. Rychlé ztuhnutí povrchu odlitku vede ke vzniku staženiny a její objem může sloužit jako měřítko sklonu slitiny ke tvoření staženin [11].

b) Jiná zkouška byla navržena pro zjišťování staženin (plen) v páskové oceli. Vzorek pásku se přestřihne a střihová plocha se prohlédne, zda se na ní nevyskytuje rozválcovaná staženina [3].

IV. VÝSKYT STAŽENIN

a) Mnohé slitiny železa, např. ocel a šedá a kujná litina, mohou mít staženiny. Staženinu však nenajdeme u neuklidněné oceli, kde rozdíl v objemu tekutého a ztuhlého kovu je vyrovnán plynovými bublinami. Ani u perlitické litiny [6] se nevyskytují staženiny.

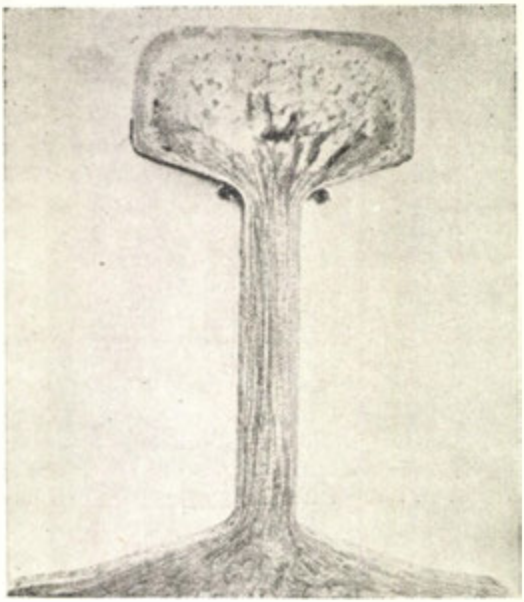
b) Staženiny se rovněž vyskytují u neželezných kovů, např. u bronzů *(obr. 67)*, slitin mědi a niklu a jiných. Výskyt staženin u lité mědi nebyl dosud zjištěn.

c) G. Sachs a K. van Horn [5] uvádějí, že čisté kovy a eutektické slitiny tuhnou s větší soustřednou staženinou než přechodné slitiny, které mají větší interval tuhnutí. Toto tvrzení je ověřeno údaji o tvoření staženin ve slitinách hliníku s mědí, ale platí obecně pro všechny soustavy tvořící eutektikum.

Doplněk inž. B. a inž. T.

d) Ke zjišťování polohy staženin v předvalcích prozařováním vypracovali F. Khol a J. Schmied [30] zvláštní metodu. Do tloušťky 200 mm je možno použít k prozařování záření gama kobaltu C^{60}. Tato metoda vytváří vhodné podmínky pro zmenšení ztrát oceli na minimum. — (Konec doplňku)

*



zmenš. na ½

Obr. 70. Makrovýbrus příčného řezu kolejnicí se stopami staženiny. Leptáno směsí kyseliny pikrové a Heynova leptadla

V. VLIV STAŽENIN

a) Velmi škodlivý vliv staženiny je zřejmý v případech, kdy její povrch byl kysličen vzduchem a při válcování se nesvaří. Staženina hluboko pod povrchem s čistým povrchem se tlakem válců uzavře. I v tomto případě může však přítomnost strusky ve stažení zabránit bezpečnému svaření.

b) Staženina způsobuje velké ztráty kovu, protože značná část ingotu se staženinou se musí odříznout (vratný šrot).

c) Staženiny mohou být příčinou vážných poruch při válcování a kování.

d) Praskání hlav kolejnic se vysvětluje lunkrovitostí sochorů, z nichž byly kolejnice vyválcovány *(obr. 70)*. Při válcování je třeba vyřadit kolejnice při prvním objevení trhlinek.

e) Staženiny jsou příčinou rozdvojování ocelových plechů (plenitosti) při válcování za tepla *(obr. 71)*.

f) V odlehlých koutech staženiny, která nebyla při válcování spolehlivě svařena, mohou vznikat trhlinky. Jemné izolované trhlinky (vlasové staženiny, lunkry), které popisuje L. Guillet [9], mohly vzniknout tímto způsobem.

VI. ZAMEZENÍ VZNIKU STAŽENIN

K zamezení vzniku staženin nebo zmenšení jejich rozměrů u ingotů i tvarových odlitků bylo navrženo mnoho metod:

a) Jednou z nejdůležitějších metod, jíž se obvykle používá v ocelárnách, je odlévání ingotů se ztracenou hlavou. Princip této metody záleží ve vytvoření zásoby tekutého kovu na vršku ingotu, čímž se prodlouží doba jeho tuhnutí a dutina vznikající smršťováním v tuhnoucím ingotu se vyplňuje přítokem tekutého kovu. Zvětšení průřezu kuželovité kokily při odlévání ingotu do kokil nahoru se rozšiřujících slouží stejnému cíli. Forma pro ztracenou hlavu tvoří samostatnou část nasazovanou na kokilu. Její vnitřek je vyložen žáruvzdorným materiálem, aby se zmenšily ztráty tepla. Tímto způsobem se vytvoří v kokile a kokilovém nástavci spojitý sloupec tekutého kovu a současně se zvýší metalostatický tlak v kokile. Protože nástavec je vyzděný, má ingot zeslabený vršek (ztracenou hlavu nebo též tlakovou hlavu), který se později odřízne *(obr. 72)*.

b) U typu kokily, kterou navrhl E. Gathmann, se dosáhne zpomaleného ochlazování vršku ingotu změnou tloušťky stěny kokily, která je dole silnější než nahoře



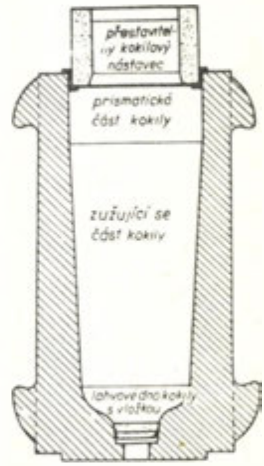
Obr. 71. Kalený ocelový plech s rozválcovanou staženinou
(Snímek z knihy Brearley: The Heat Treatment of Tool Steel)

(obr. 72). Protože kovy jsou dobrými vodiči tepla, ochlazuje se spodek ingotu rychleji než vršek.

c) U tvarových odlitků litých do pískových forem se zabrání vzniku staženin tím, že se hladina kovu v nálitcích udržuje co nejvyšší, nálitky se dolévají (pumpují) a popřípadě se použije přetlakových nálitků.

d) H. M. Howe shrnul vliv licích podmínek na tvoření staženin u ocelových ingotů takto: *Hloubka staženiny se zmenšuje (a segregace ingotu se zvětšuje)*: 1. litím horem místo spodem, 2. pomalým litím, 3. litím do kokil nahoru se rozšiřujících, 4. zpomalením ochlazování vršku ingotu pomocí ztracené hlavy nebo jiným způsobem, 5. stlačováním taveniny, 6. úpravou obsahu křemíku a manganu a prvků obdobně působících tak, aby vznikly plynové bubliny hluboko pod povrchem. *Hloubka staženiny se zmenšuje (a stupeň segregace se pravděpodobně zvětšuje)*: 7. litím ingotů velkého průřezu, 8. užíváním kokil s malou tepelnou vodivostí, tj. vyložených formovacím pískem nebo hlínou, 9. použitím ošetřených kokil [1]. Howeovy poznatky potvrdil P. H. Dudley [2].

e) Vzniku staženiny se brání stlačováním tekuté oceli buď Whitworthovým nebo Harmetovým pochodem. U první metody se ocel odleje do svislé kokily a stlačuje se hydraulickým pístem působícím shora. U druhé metody se pístem zatlačuje kuželovitý ingot do kuželovité kokily, která na něj tlačí ze stran.



Obr. 72. Gathmannův typ kokily pro ingoty nahoru se rozšiřující

(Z příručky fy Gathmann Engineering Co.: Ingot Contour and Its Relation to Sound Steel)

f) Vznik staženin lze také odstranit neustálým promícháváním tekutého kovu ocelovou tyčí.

Doplněk k oddílu VI.: Zamezení vzniku staženin

Napsali inž. F. Beneš a inž. D. Tlustá

Staženiny a řediny vznikají při smršťování kovů a slitin v tekutém stavu a při tuhnutí. Neexistují žádná opatření k zabránění jejich rozvinutí. Ochranná opatření proti staženinám a ředinám neřeší stahování zárodku a připouštějí vytvoření staženin. Veškeré zásady se omezují na vytvoření *vhodného typu staženiny.* Hlavně se sleduje přemístění staženiny do nálitku. Vytvoření vhodného typu staženiny je možno dosáhnout v zásadě zúžením krystalizačního pásma a vyšším doplňovacím tlakem.

Stahování slitin neumíme tedy zabránit, protože jde o specifickou vlastnost většiny litých materiálů. Výjimkou je vismut, krystalizující v šesterečné soustavě. Velikosti staženin se nemusíme obávat tak jako tvaru staženin a jejich nevhodného rozložení.

Ve všech případech se snažíme převést rozptýlenou pórovitost na soustřednou staženinu u slitin krystalizujících v rozmezí teplot zužováním krystalizačního pásma. Eutektické slitiny a čisté kovy se stahují jen soustředěně. Při soustředěném stahování má odlitek mnohem větší hustotu než při ztuhnutí s rozptýlenými mikropóry.

Aby staženina nezůstala uvnitř odlitku a aby se veškeré stahování soustředilo do nálitku, je žádoucí ovládat tepelné poměry při chladnutí. Spolehlivé zvládnutí teplotního pole tuhnoucího odlitku záleží v tom [15, 16, 17], že zmenšující se oblast taveniny v tuhnoucím odlitku zůstane celistvá až do ztuhnutí poslední částice kovu. Jedině při takto usměrněném tuhnutí je možné, aby se staženina vytvořila v nálitku a nikoli v odlitku.

Ztracená hlava

Ztracená hlava u ingotů z uklidněné oceli, která přichází po válcování ingotu do odpadu, představuje značnou ztrátu při výrobě oceli. Odstřih ztracené hlavy dosahuje při obvyklém způsobu odlévání a ošetřování 16 až 20 %, což závisí na velikosti ingotu, druhu oceli a technologických podmínkách výroby a dalšího zpracování oceli.

Hlavní podmínkou dobré funkce ztracené hlavy je udržet co největší podíl oceli v tekutém stavu tak dlouho, dokud ocel v kokile úplně neztuhne. Ztuhne-li ocel v hlavovém nástavci dříve než v samém těle ingotu, pak dosazování oceli z hlavy ustane. Po ztuhnutí zbytku oceli v ingotu vzniká za těchto podmínek v osové části staženina (lunkr).

Na udržování tekuté oceli v hlavě po dobu potřebnou k dosazování má vliv mnoho činitelů. Z nich nejdůležitější jsou: velikost a konstrukce ingotu, konstrukce hlavového nástavce, izolační schopnost šamotové vložky, tepelné podmínky hlavového nástavce, chemické složení oceli, teplota a rychlost odlévání. Velmi významným činitelem je zde způsob ošetřování oceli ve ztracené hlavě a doba setrvání hlavového nástavce na ingotu po jeho odlití.

Objem oceli v hlavě se řídí hlavně váhou ingotu, druhem odlévané oceli a dalšími činiteli. Ocel odlévaná s vyšší teplotou nebo s větší licí rychlostí má menší měrnou váhu, a proto ji musíme nalít v hlavě o něco výše. Oceli tvrdší s větším obsahem uhlíku začnou tuhnout za nižší teploty než oceli měkké. Proto musíme za téže licí teploty vlít do hlavy více oceli.

Postupem času bylo vypracováno mnoho způsobů ošetřování oceli ve ztracené hlavě: Jmenujme některé z nich:

1. Lunkerity na čistě uhlíkové základně. Uhlík z použitého lunkeritu nauhličuje povrch tekuté oceli, čímž klesá teplota tuhnutí oceli. Lunkerit přitom působí též částečně jako izolátor. Nevýhodou je zde možnost nauhličení ingotu samého.

2. Dodatečné dolévání hlavy horem. Zmenšuje sice výskyt hlubokých staženin, ale snižuje se výtěžek odstřihem těžší hlavy.

3. Lunkerity s termickým účinkem. V horní části hlavy ingotu se vyvolají exotermické reakce. Tyto lunkerity jsou poměrně drahé.

4. Udržování tekuté oceli v hlavě elektrickým obloukem. Zařízení mělo u menších ingotů jistý úspěch. Je však nákladné a vyžaduje dobrou údržbu.

5. Indukční ohřev. Zatím nepřichází pro velké pořizovací náklady v úvahu.
6. Udržování tekuté oceli v hlavě kyslíkem a přísadami. Způsob vyvinutý v SONP Kladno N. Chvorinovem je možno uplatnit v menších ocelárnách s rozvodem kyslíku.

7. Odlévání ingotů se ztracenými hlavami vhodné konstrukce a s použitím vhodných izolačních prostředků. Tímto problémem se zabýval Č. Duchoň [18]. Bylo vypracováno několik alternativ ošetření hlavy s použitím izolace vršku hlavy. Jedním z prostředků je rychlé ochlazení malým množstvím vody při vytvoření tenkého škraloupu ztuhlé oceli. Po odpaření vody se hlava ingotu zasype vrstvou (5 až 10 cm) suchého jemného izolačního prostředku. U ocelí tvrdších nebo u ocelí odlévaných za vyšší teploty lze při odlévání spodem kombinovat tento způsob s tzv. *dopumpováním.* U větších ingotů do váhy 4 t lze při tlustší izolační vrstvě vyloučit ochlazování vodou. Tento způsob je možno také doplnit tak, že hladinu tekuté oceli posypeme vhodným lunkeritem a teprve potom pokryjeme vršek vyšší vrstvou izolačního prášku. Jedním z nejúčinnějších prostředků ke zkrácení staženin v hlavě je použití tenkého plechu místo ochlazení vodou. Tímto způsobem je možno ošetřovat hlavy i nejtěžších kovářských ingotů (přes 100 t). Ještě pronikavějšího výsledku lze dosáhnout kombinací lunkerit-plech-izolace.

Vliv válcování na polohu staženin ve vývalku

Velmi významná je otázka vlivu válcování na polohu staženin ve vývalku. Při nerovnoměrném ohřátí ingotu se při válcování prodlužují povrchové vrstvy více než střední vlákna, Tím se konec staženiny dostává do větší vzdálenosti od hlavové části vývalku a potřebný odstřih snižuje výtěžek. Všeobecně je nutno pamatovat na to, aby staženina v hlavě ingotu nedosahovala k hranici vlastního těla ingotu. Je žádoucí, aby byla umístěna nad dělicí rovinou (nad límcem). Dokonalým zvládnutím techniky lití je možno u ingotů střední velikosti snížit hranici odpadu od hlavy až na 12 %.

Odlévání spodem

Pro některé výrobky, např. kolejnice, důlní výztuž a jiné, se používá odlévání spodem do otevřených kokil bez hlav. Výtěžky z ingotů jsou zde podstatně vyšší než výtěžky z ingotů hlavových, což je jedním z hlavních důvodů používání tohoto způsobu odlévání. Po odlití ingotu na potřebnou výšku je lití přerušeno těsným uzavřením výlevky a povrch oceli v kokile se zalije vodou.

Dopumpování

Podle zkoušek, které provedl I. Žádný [15], nelze smysl dopumpování hledat ve zmenšení staženiny. Význam dopumpování záleží ve vytvoření vhodných podmínek pro následující svaření. Zvětšujeme tím tloušťku horní ztuhlé základny ingotu. Přitom je nezbytné pamatovat na zkrácení doby mezi chlazením a následujícím dopumpováním, aby se předčasně nevytvořila izolační vrstva staženin. Také je nutno pamatovat na odstraňování vyplouvající strusky při lití.

Při uvedené technologii se projevuje zásadní rozdíl mezi tvarem a umístěním staženiny. Nedopumpovaný ingot je charakterizován soustřednou staženinou umístěnou v horním konci ingotu. Ingoty dopumpované jsou charakterizovány rozdělením staženiny na staženinu v horním konci ingotu a velkou sekundární staženinu ve středu ingotu. Celá staženina zasahuje více než dvě třetiny výšky ingotu.

Teplotní pole ingotu

Podle J. Přibyla [16, 24] je tvar a poloha staženiny výsledkem utváření teplotního pole tuhnoucího ingotu. Teplotní pole ingotu během chladnutí není nikdy stejno-

měrné. Pro tvar a polohu staženiny má význam především podélný teplotní rozdíl v tekuté a tuhnoucí fázi. Za výhodné se považuje rozložení teplot v tepelné ose útvaru charakterizované vyššími teplotami v hlavě a v hlavové části a nižšími teplotami ve spodní části.

Celistvá nepřerušovaná staženina může zasahovat do různé hloubky podle velikosti úhlu α. Čím menší je tento úhel, tím je staženina tenčí a hlubší. Hloubka staženiny a tím i využití ingotu záleží na konečném podélném teplotním rozdílu. Vhodného teplotního pole lze dosáhnout tvarem ingotu, zvláště jeho konicitou, dále způsobem a rychlostí lití. Všechna tato opatření sice napomáhají zmenšit objem staženiny, avšak zmenšují její hloubku. Podstatný vliv na hloubku staženiny má konvekční proudění taveniny v kokile.

Staženina se vytvoří jen z té části kovu, který je při skončeném lití ještě tekutý. Je tedy tím menší, čím větší měrou se časově překrývá doba lití s dobou tuhnutí. Při rychlém lití (za jinak stejných podmínek) se vytvoří větší staženina než při pomalém odlévání. Z tohoto hlediska je možno považovat prolévání — „dopumpování" — za prodlužování licí doby. Čím delší bude prolévání, tím menší bude staženina. Tato závislost platí však v omezené míře.

Při běžné výrobě uklidněných ingotů se snažíme dosáhnout rozložení staženiny v hlavě ingotu. Při vhodných podmínkách se tak dosáhne malého odpadu. U spodem prolévaných („dopumpovaných") uklidněných ingotů se naopak horní hladina kovu v kokile rychle zchladí tak, aby celá staženina byla uzavřena uvnitř ingotu. Spodní část uzavřené staženiny bude ležet tím níže, čím déle trvalo prolévání. S rostoucí dobou prolévání nastává také zmenšení objemu staženiny.

Uklidněné a neuklidněné oceli

Oceláři se již dlouho snaží sjednotit výhodu uklidněných a neuklidněných ocelí [22, 23]. Cílem je vyrobit ingoty s povrchem, jaký mají neuklidněné oceli, a s vnitřní stejnorodostí, která se přibližuje ingotům uklidněné oceli a které by současně neměly výraznou staženinu. V horní části ingotu polouklidněných ocelí není staženina. Setkáváme se zde s větším množstvím bublin, jejichž tlak vydouvá poněkud hlavu. — (Konec doplňku)

*

Poznámka překladatele

Vzniku soustředné staženiny lze účinně zabránit a výtěžek tekutého kovu lze zvětšit také pomocí plynulého lití obdobným způsobem, jaký je již dlouhou dobu zaveden hlavně u slitin hliníku. Při plynulém lití oceli se ovšem musí ještě překonat mnohé obtíže vyvolávané zejména vysokou teplotou lití. Nejnovější vývoj však ukazuje, že problém se blíží svému dořešení. Zavedení plynulého lití oceli umožní zvýšit výtěžky tekuté oceli nad 90% proti dosavadním 70%. - Inž. P. Sch.

LITERATURA KE KAPITOLE IV

1. H. M. Howe: Piping and Segregation in Steel Ingots. *Trans. A. I. M. E.* (1907).
2. P. H. Dudley: Discussion of Howe's Paper on Piping and Segregation. *Trans. A. I. M. E.* (1908).
3. H. T. Morton and I. A. Rummler: Thin Strip Steel for Deep Drawing. *Trans. A. S. S. T.*, *21* (No. 2, Feb. 1933) 97.
4. J. W. Bolton and S. A. Weigand: Incipient Shrinkage in Some Nonferrous Alloys. *Trans. A. I. M. E.*, *83* (1929) 475.
5. G. Sachs and Kent R. Van Horn: *Practical Metallurgy*, 5th Printing, American Society for Metals, Cleveland (1948).

6. B. Osann: Piping in Relation to the Eutectic Composition. *Giesserei, 15* (Jan. 20, 1928).
7. A. M. Portevin: Interdendritic Pipe in Steel Castings. *Metal Progr.* (Aug. 1938).
8. G. Charpy: Piping in Steel Ingots. *Génie civil* (1915); abstr. J. *Iron Steel Inst.* (London) (1915 II).
9. L. Guillet, J. Galibourg and M. Ballay: Intercrystalline Pipes; Micropipes. *Rev. mét., 22* (1925); abstr. *J. Iron. Steel Inst.* (London) (1925 II) 443.
10. H. R. Belding: Discussion of Larsen's paper. *Metals Technol.* (Sep. 1944).
11. E. Piwowarsky: Cast Iron and Methods of Testing. *Intern. Congr. Testing Materials* (1931).
12. A. S. M., *Metals Handbook* (1948). Effect of Pouring Operation, p. 337; Internal Defects, p. 347; Surface Defects, p. 348; Physical and Mechanical Testing of Tool Steel, p. 412; Flaws, p. 862—863.
13. L. G. Day: The Fabrication of Magnesium Alloys, a Survey of Current Practice. *Metal Ind.* (London), *56* (1940) 387—390, 421—424, 433—435.

Doplňky literatury ke kapitole IV

Sestavili inž. B. a inž. T.

14. M. Málek: Vliv licí teploty na tvoření staženin v uzlech tenkostěnných odlitků. Slévárenství 7 (1959), č. 12, str. 477/483.
15. I. Žádný: Příspěvek k technologii lití uklidněných ingotů bez hlav. Hutník 8 (1958), č. 5, str. 148/150.
16. J. Přibyl: Konstrukce odlitků a jejich jakost. Ostrava, Sborník vědeckých prací VŠB5 (1959), č. 2, str. 163/184.
17. F. Píšek: Konstrukce odlitků. Praha, SNTL, 1956.
18. Č. Duchoň: Zvýšení výtěžků při výrobě a zpracování ingotů z uklidněné oceli. Hutník 4 (1954), č. 12, str. 358/362.
19. V. Koševel a S. Burda: Tuhnutí a krystalizace oceli v kokile jako zdroj vad ingotu a výkovku. Hutník 11 (1961), č. 3, str. 110/117.
20. Z. Eminger a F. Kinský: Výsledky pokusů lití oceli do vakua. Hutnické listy XI (1956), č. 6, str. 345/355.
21. O Kaštánek: Struktura přesných ocelových odlitků. Strojírenství 8 (1958), č. 8, str. 593/600.
22. M. Hruška a J. Uřičář: Některé zkušenosti s výrobou polouklidněné oceli. Hutník 11 (1961), č. 6, str. 264/268.
23. G. Répasi: Způsoby výroby polouklidněných ocelí. Hutnické listy XVI (1961), č. 4, str. 229/235.
24. J. Přibyl: Skryté vady v odlitcích. Ostrava, Sborník vědeckých prací VŠB 3 (1957), č. 1, str. 47/67.
25. N. K. Ipatov: Vliv příměsí na sklon ke vzniku staženin v litině. Litějnoje proizvodstvo 1953, č. 9, str. 28. Český výtah: Slévárenství 1 (1953), č. 10, str. 278/279.
26. S. Šimoník: Vliv rychlosti doplňování kovu do odlitku na vnitřní jakost odlitku. Slévárenství 3 (1955), č. 9, str. 258/259.
27. V. Oliverius a J. Vaculík: Nový způsob měření sklonu ke vzniku staženin. Slévárenství 3 (1955), č. 9, str. 269/272.
28. V. Friedrich: Vliv hlavních metalurgických činitelů na jakost sochorů a výtěžek bezešvých trub. Hutnické listy XII (1957), č. 12, str. 1077/1083.
29. J. Bradík: Staženiny a řediny v odlitcích z šedé litiny. Slévárenství 8 (1960), č. 9, str. 301/304.
30. F. Khol a J. Schmied: Zjišťování vnitřních vad (staženin) ingotů a předvalků prozařováním. Hutnické listy XV (1960), č. 10, str. 763/765.
31. L. Šmrha a J. Brodský: Ovlivňování tuhnutí ztracených hlav ingotů exotermickými zásypy a obklady. Hutnické listy XV (1960), č. 4, str. 266/275.
32. N. Chvorinov: Diskuse k článku J. Brodského a L. Šmrhy. Hutnické listy XV (1960), č. 9., str. 720/724.
33. L. Šmrha a J. Chvojka: Příspěvek k otázkám používání exotermických směsí. Hutnické listy XVII (1962), č. 7, str. 472/479.
34. J. Přibyl: Je stahování tvárné litiny anomálním nebo zákonitým jevem? Ostrava, Sborník vědeckých prací VŠB 6 (1960) č. 1, str. 51/68.

Kapitola V

NEČISTOTY V KOVECH

I. OBECNÝ VÝKLAD

Technické kovy a slitiny obsahují vždy nečistoty v množství dostačujícím k tomu, aby měly vliv na některé jejich vlastnosti. Elektrolytickou rafinací mědi lze dosáhnout čistoty 99,98 %, ale odstranění třinácti nečistot, které v ní ještě zbývají, působí velké potíže. Velmi čisté železo („puron") připravované speciálním pochodem v laboratořích firmy Westinghouse a dodávané jen v malých množstvích pro pokusné účely má čistotu 99,95 až 99,99 %. Tato výjimečná čistota není však obvyklá u technických kovů, které jsou vždy znečištěny v mnohem větší míře.

Nečistoty mohou být v kovu buď *rozpuštěny*, nebo jsou přítomny jako zvláštní, mechanicky zadržené částice, nazývané *vměstky*. Koloidní nebo velmi jemně rozptýlené (emulzifikované) vměstky představují přechodný typ. Jsou to neobyčejně jemné částice vyprecipitované z roztoku a mající jistou afinitu k rozpouštědlu. Pro označení vměstků byly navrhovány nové názvy, např. „sonim" (solid nonmetallic impurities), který navrhoval Hibbard [3], nebo „tuhé suspenze" [11]. Žádné z těchto označení se však obecně neujalo.

Vměstky

Vměstky ve slitinách železa dělíme na tři skupiny: kysličníky, sirníky a křemičitany (silikáty). Existují však také vměstky mající složitější složení, ležící mezi základními skupinami.*)

Jako samostatné vměstky nebo jejich složky byla již identifikována řada minerálů. Některé pocházejí ze strusky, vyzdívky pecí nebo přísad do tavby. Jak rozličné minerály jsou obsaženy ve vměstcích, ukazuje tento neúplný seznam minerálů ve vměstcích již identifikovaných: křemen (SiO_2), kristobalit (tridymit, atd.) (SiO_2), korund (Al_2O_3), kysličník železnatý (FeO), vápno (CaO), MnO, MgO, Cr_2O_3, ZrO_2, hercinyt ($FeO.Al_2O_3$), fayalit ($2\,FeO.SiO_2$), mulit ($3\,Al_2O_3.2\,SiO_2$), mervinit ($3\,CaO.MgO.2\,SiO_2$), tricalcium silikát ($3\,CaO.SiO_2$), dicalcium silikát ($2\,CaO.SiO_2$), monticelit ($CaO.MgO.SiO_2$), forsterit ($2\,MgO.SiO_2$), [12], [14], [46]. Rovněž sirníky různých kovů jsou ve vměstcích: FeS, MnS, Al_2S_3, ZrS_2, TiS_2 a jiné. Též nitridy železa, zirkonia a titanu tvoří vměstky.

V mědi se běžně vyskytují vměstky kysličníku měďného Cu_2O, a to buď samostatně,

*) Podle nejvíce používané stupnice Jernkontoret se vměstky dělí na čtyři skupiny; kromě kysličníků, sirníků a křemičitanů jsou ještě hlinitany. — Pozn. inž. B. a inž. T.

nebo jako součást eutektika Cu—Cu_2O, a dále vměstky sirníku měďného Cu_2S. V hliníkových slitinách se nejčastěji vyskytují vměstky aluminidu železa (Al_3Fe). V bronzu bývají vměstky kasiteritu SnO_2.

Každý technický kov obsahuje určité charakteristické vměstky (kysličníky, strusku atd.), podle nichž bychom mohli zjistit, o jaký kov jde, kdybychom znali jejich chemické složení.

Názvy, kterými se vměstky označují v běžné literatuře, nejsou vždy přesné, protože se často odvozují od složky, která ve vměstku převažuje, a ne od skutečného složení vměstku. Například název „sirník manganatý" neoznačuje pouhý MnS, nýbrž i jakoukoli komplexní sloučeninu nebo tuhý roztok, v nichž je MnS hlavní složkou. Tato nepřesnost je však zcela přirozená vzhledem k naší nedostatečné znalosti chemického složení vměstků.

U litých kovů je tvar vměstků na výbrusech různě orientovaných přibližně stejný, kdežto u tvářeného kovu záleží na orientaci výbrusu. Plastické vměstky dostávají následkem deformace při tváření za vysokých teplot protáhlý tvar a na podélných nebo tangenciálních výbrusech se jeví jako vlákna nebo protáhlé, na koncích zašpičatělé útvary, kdežto na příčném výbrusu mají tvar kruhový nebo nepravidelně ohraničených plošek. Porovnání tvaru vměstků ve třech směrech dovoluje posoudit jejich plasticitu při vysokých teplotách.

Příliš tvrdé nebo malé vměstky se tvářením nedeformují, např. Al_2O_3 v oceli.

Vměstky krystalického tvaru nacházíme poměrně zřídka. V oceli bývají ve tvaru dobře vyvinutých krystalů vměstky karbonitridu titanu, nitridu zirkonia, $ZrO_2.FeO$ a $ZrS_2.FeS$. Nitridy železa ve svářkovém železe nebo oceli mají tvar krátkých destiček (lamel), orientovaných rovnoběžně s krystalografickými rovinami alfa-železa [63]. Rovněž sirník manganatý v šedé litině mívá často pravidelně vyvinutý krystalický tvar *(obr. 73)*.

V bronzech bývá v krystalickém tvaru kysličník cíničitý.

Obecně platí, že tvar vměstků závisí na účinku dvou vzájemně si odporujících vlivů: krystalizačních sil, jež se snaží o zachování krystalického tvaru vměstků, a povrchového napětí, které zaobluje hrany krystalů a snaží se změnit tvar vměstků tak, aby jejich povrch byl co nejmenší.

Vměstky krystalického tvaru mají teplotu tání vyšší než kov.

Barva, průhlednost (transparence) a odrazivost vměstků

Vměstky ve slitinách železa mají nejčastěji šedivou barvu různého odstínu, od světlé do tmavé a přecházející až do černé. *Vměstky šedivé barvy* uvedené v seznamu v práci S. F. URBANA a I. CHIPMANA [1] jsou FeO (jednoduchý), MnO.FeO (komplexní), $Cr_2O_3.FeO$ (chromit, ostrohranný), $Al_2O_3.FeO$ (drobné, těžko leštitelné vměstky), $Cr_2S_3.FeS$, $TiS_2.FeS$ (jehlicovitý), $ZrO_2.FeO$, $ZrS_2.FeS$.

Vměstky tříslově hnědé nebo hnědé a šedivé: FeS (na hranicích krystalů), MnS.FeS, $ZrS_2.FeS$, $Al_2O_3.FeS$, FeO.FeS (komplexní), MnO.FeO [1]. Hnědavé zabarvení sirníků může být způsobeno kysličníkovým filmem na jejich povrchu.

Křemičitanové vměstky v oceli jsou zřetelně tmavší než MnS a často vypadají černě. V práci [1] jsou uvedeny tyto křemičitany: FeO. SiO_2 (sklovitý), MnO.SiO_2 (sklovitý nebo částečně sklovitý), CaO.SiO_2 (sklovitý, pololesklý).

Barevné vměstky: karbonitrid titanu (bleděžluté nebo růžové krychle), nitrid zirkonia (bleděžluté krychle), $Cr_2O_3.FeO$ (nachový) [1].

Kysličník měďný Cu_2O v mědi a slitinách mědi má matně nazelenalou barvu a svítí do červena.

Mg_2Si v hořčíku je zabarven modře.



zvět. 350 ×
Obr. 73. Sirník manganatý v šedé litině

Barva nekovových vměstků při pozorování mikroskopem závisí na použitém druhu osvětlení. Při obvyklém pozorování v rovnoběžném svazku bílého světla (světlé pole) ztrácejí některé vměstky zjišťované v technických kovech svou přirozenou barvu a zdají se šedivé nebo černé. Jejich skutečné zabarvení můžeme postřehnout pouze při rozptýleném osvětlení v tmavém poli. Proto při normálním pozorování nerozlišíme na mikroskopu Cu_2O a Cu_2S. V polarizovaném světle se barva vměstků rovněž liší od jejich přirozeného zabarvení. Moderní velké mikroskopy jsou obvykle zařízeny na pozorování těmito třemi druhy osvětlení.

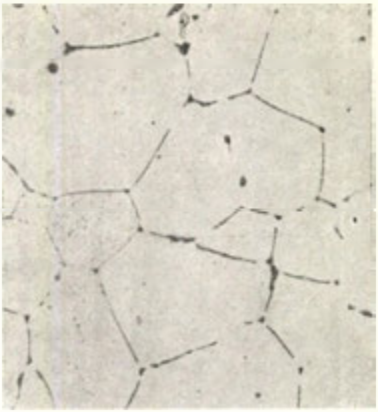
Používáme-li k pozorování výbrusů normálního mikroskopu, který není opatřen vertikálním iluminátorem, můžeme postupovat jednoduše takto: Silný rovnoběžný svazek světla např. z obloukové lampy zaměříme na malé duté zrcátko, umístěné v blízkosti stolku mikroskopu v malé vzdálenosti od jeho optické osy. Zrcátko se natočí tak, aby odráželo světlo pod šikmým úhlem na povrch výbrusu. Tato metoda se hodí pouze pro objektivy málo a středně zvětšující (do 8 mm), u nichž je dostatečná vzdálenost mezi objektivem a výbrusem, umožňující boční šikmé osvětlení.

Průhledné a průsvitné vměstky tvoří některé křemičitany ($FeO.SiO_2$), křemen a zrnka písku. C. Benedicks a F. Löfquist [23] pozorovali interferenční jevy na některých kysličníkových vměstcích v železe, které pokládají za důkaz jistého stupně průhlednosti (transparence). Tento jev je nápadnější při zvětšování obsahu manganu a je velmi zřetelný na volném MnO.

Prohlídka kovu normální čistoty při středním zvětšení ukáže na mikroskopu jen několik ojedinělých vměstků. U některých kovů však najdeme na některých místech nahromadění velkého množství jemných vměstků. Mohou to být binární nebo ter-



zvět. 130 ×
Obr. 74. Ocel s nečistotami vyloučenými ve tvaru síťoví



zvět. 130 ×
Obr. 75. Litá, baryem redukovaná měď

nární eutektika, jako je např. dobře známé binární eutektikum Cu_2O—Cu v lité mědi. Koloidní vměstky se obvykle vyskytují jako velké shluky tvořící hnízda (např. Al_2O_3).

Rozložení vměstků má velký vliv na vlastnosti kovů. Nejškodlivější je vyloučení vměstků na hranicích zrn. Některé nečistoty se mohou vyloučit jako souvislé filmy, jejichž původ lze vysvětlovat buď koalescencí (sbalením) jednotlivých vměstků, které se dostaly těsně k sobě, nebo precipitací z roztoku podobným způsobem, jako se tvoří síťoví druhé fáze v binárních slitinách *(obr. 74* a *75)*. Tento typ nečistot je nejškodlivější, protože jsou obvykle vyloučeny na hranicích zrn a vyvolávají nebezpečné porušení souvislosti struktury kovu, které se může snadno stát příčinou lomu. G. Tammann se domnívá, že i u nejčistších vyráběných kovů existují tenoučké filmy nečistot mezi zrny. Tvářením se tyto filmy rozruší, takže se zrna kovu dostanou do vzájemného styku.

Rozložení vměstků v litých kovech je zřídka rovnoměrné. Následkem segregace jsou vměstky obvykle soustředěny ve středových částech ingotu nebo odlitku. U tvářených kovů jsou vměstky protaženy ve směru tváření, a pokud tvoří souvislé řádky, snižují podstatně pevnost a houževnatost kovu v příčném směru.

Doplněk překladatele

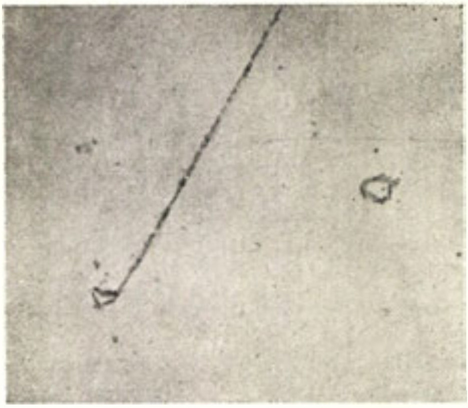
Více než na pevnost působí řádkovité uspořádání vměstků na houževnatost.

Tahové zkoušky v příčném směru mají proti podélným zkouškám sníženou tažnost a zejména kontrakci a nejvíce se snižuje vrubová houževnatost, takže poměr hodnot v podélném a příčném směru je do jisté míry měřítkem čistoty materiálu. Snížení houževnatosti pozorujeme i u tangenciálních zkoušek, i když ne tak velké jako u příčných. — (Konec doplňku)

*

Důkladný rozbor jednotlivých typů vměstků je v práci [8].

Technické kovy a slitiny nejsou nikdy zcela bez vměstků, ale stupeň jejich znečištění se může velmi značně měnit. Aby bylo možno určit množství vměstků,



Obr. 76. Ryska od leštění způsobená tvrdým vměstkem

navrhl G. W. WALKER (Metal Progress, 1939, únor) jednoduchou tabulku na určování stupně čistoty (množství vměstků). Tato tabulka je pouze prvním přiblížením ke skutečné normě. Přesnější výsledky lze zjistit pouze počítáním vměstků v zorném poli mikroskopu (při středním zvětšení) a opakováním počítání na různých místech výbrusu. Z výsledků se určí střední počet vměstků na jednotku plochy. Popis postupu počítání vměstků je v [51].

Doplněk překladatele

Dnes určujeme stupeň čistoty oceli většinou podle klasifikace vypracované ve Švédsku sdružením Jernkontoret. Tato metoda byla převzata v původním rozsahu americkými normami ASTM a je rovněž podkladem pro poněkud rozšířenou klasifikaci vměstků a čistoty podle sovětských norem GOST. Podrobnosti viz: F. LABONEK, Nynější stav hodnocení čistoty oceli. Sborník Vměstky v oceli, Praha, SNTL, 1960. — (Konec doplňku)

*

Plastické vměstky, které se při tváření za vysokých teplot snadno deformují, jeví se na výbrusu jako jemné nepřerušené čáry. Porovnání vzhledu vměstků na třech výbrusech navzájem kolmých dává cenné informace o jejich plasticitě při válcování. Křehké vměstky jsou popraskané a při leštění se snadno vylamují (vytrhávají) a na výbrusu za nimi zůstává ryska („ocas"), *(obr. 76)*. Vylamování vměstků lze zabránit, jestliže se brousí a leští malým tlakem. Aby se zachovaly vměstky na výbrusu, musí se dodržet další dvě podmínky: 1. vhodný druh lešticího sukna a 2. otáčení vzorku při leštění. Na potažení lešticích kotoučů při mechanickém leštění se hodí nejlépe hedvábné sukno nebo lacinější vlněný rayon. Doleštovat se má jen krátce na sametu. Leští se mezi obvodem a středem kotouče a vzorkem se musí otáčet. K zachování vměstků se doporučuje také broušení na olověném kotouči.

Doplněk překladatele

Nejvýhodnější přípravou výbrusů ke zjišťování čistoty je leštění pastami nebo suspenzemi s jemným rovnoměrným diamantovým bortem, protože leštění je rovnoměrné i tehdy, jsou-li ve struktuře složky s velmi rozdílnou tvrdostí. Elektrolytické leštění výbrusů není pro zjišťování čistoty vhodné, protože v důsledku rozdílu potenciálu základního kovu a vměstků nastává zpravidla selektivní „vyžírání" základní hmoty v okolí vměstků. Vměstky se proto jeví větší a kov méně čistý. — (Konec doplňku)

*

Množství vměstků je měřítkem dokonalosti odstranění nečistot z oceli. Lehké vměstky vyplouvají do hlavy ingotu, která se odstřihuje, těžké vměstky nemohou vyplouvat a zůstávají zachyceny v kovu.

Drobné vměstky mohou zvětšit svůj objem koagulací (sbalováním) a po dosažení kritického rozměru mohou vyplavat z kovu.

O koagulaci nekovových vměstků pojednává C. H. Herty [52]. Při vyplavávání vměstků má důležitou úlohu viskozita kovu.

II. ZDROJE NEČISTOT V KOVECH

Nečistoty se mohou dostat do kovu různě: 1. mohou do něho přejít z rud nebo jiných surovin, 2. mohou vzniknout při desoxydaci a odsiřování oceli během rafinační periody, nebo 3. mohou být zaneseny do taveniny feroslitinami [55], nauhličujícími nebo jinými přísadami a 4. mohou to být zachycené částice vyzdívek pecí nebo konvertorů, výlevky nebo zátky atd. Podle původu můžeme rozdělit nekovové vměstky tohoto druhu na „*endogenní*“ (vlastní, přirozené) a „*exogenní*“ (nahodilé, vnesené). Endogenní vměstky vznikají vylučováním nekovových látek z tekutého nebo ztuhlého kovu, kdežto exogenní vměstky jsou nekovové částice zadržené mechanicky tekutým kovem [2].

Doplněk inž. B. a inž. T.

O podmínkách vzniku endogenních vměstků jsou nyní již četné literární údaje, které objasňují vliv výrobních podmínek na množství a složení vměstků. Naproti tomu je poměrně málo prací o původu exogenních vměstků, a zejména prací, které se týkají otázek vzájemného působení licích keramických materiálů a tekuté oceli. Je to dáno tím, že stupeň koroze a eroze keramických materiálů závisí na řadě činitelů, jejichž současný vliv lze jen velmi obtížně sledovat a hodnotit.

V pracích [136] a [137] jsou popsány výsledky prvního pokusu o určování původu nekovových vměstků v oceli pomocí radioaktivního izotopu Ca^{45}, uskutečněného v ČSSR.

Následkem koroze a eroze šamotových licích kanálků vzniká průměrně 12 až 19 % nekovových vměstků z celkového přítomného množství. Nesouhlas výsledků s pracemi jiných autorů je možno vysvětlit nevhodností elektrolytických metod použitých v dřívějších pracích k izolaci nekovových vměstků, jež byly založeny na použití radioaktivního izotopu Ca^{45} jako indikátoru. Studiem vlivu šamotových a polokyselých licích kanálků na mikročistotu oceli ČSN 11 608 na vagónové obruče se zjistilo, že při použití šamotových licích kanálků je podíl vměstků asi o 40 % vyšší než při použití kanálků polokyselých. Avšak při relativně malých podílech vměstků, které přicházejí z licích kanálků, se tento rozdíl na celkovém obsahu vměstků prakticky neprojevuje. Jakost licích keramických kanálků není tedy činitelem určujícím mikročistotu zkoumané uhlíkové oceli a ocelí podobného druhu vůbec. — (Konec doplňku)

*

a) Sirníky ve slitinách železa mohou pocházet z rud, protože síra se při výrobě a rafinaci kovu jen nesnadno odstraňuje a její obsah se zmenšuje jen nepatrně. Také nauhličovací přísady mohou být příčinou přítomnosti sirníků v oceli. Rovněž spaliny v martinské peci mohou vnést do oceli značné množství síry.

b) Velké množství rozptýlených nečistot se dostává nahodile do surového železa

odíráním vyzdívky vysoké pece při náhlém poklesu vsázky v šachtě, např. při propadnutí můstků. Ocel vyrobená z takového surového železa se nedá válcovat.

c) V kyselých martinských pecích se nekovové látky v lázni značně zkoncentrují před přídavkem rudy. Tyto nečistoty se přísadou rudy odstraní jen částečně [10].

d) Podle F. W. SUNDBLADA jsou chemické reakce při varu oceli v martinských pecích hlavní příčinou zanášení struskových vměstků do lázně [13].

Doplněk inž. B. a inž. T.

Dosud převládá názor, že se čistým varem zmenšuje obsah plynů v oceli, odstraňují se nekovové vměstky a ocel se zahřívá na potřebnou odpichovou teplotu. Zkouškami na velkých zásaditých martinských pecích, pracujících s rudným pochodem, se zjistilo, že nejvyšší obsah nekovových vměstků má ocel s dobou varu pod 5 minut [160]. Obdobná závislost byla zjištěna i při době čistého varu delší než 30 minut. Za těchto podmínek se ocel přehřívá, a tím se také ničí vyzdívka pece. Proto i delší doba varu způsobuje zvětšení obsahu nekovových vměstků. Podle O. BOHUŠE [170] má na jakost oceli také významný vliv oduhličovací rychlost v době čistého varu. — (Konec doplňku)

*

e) Kysličník železnatý se při ochlazování oceli částečně rozkládá podle rovnice $4\,FeO \rightleftarrows Fe_3O_4 + Fe$. Kysličník železnatý se nejprve nasytí Fe_3O_4, který se při dalším ochlazování vylučuje jako samostatná fáze [75].

f) Kysličník měďný v mědi vznikající okysličováním katod při přetavování se při pólování mědi úplně neodstraňuje, protože po úplném odkysličení by odlitky byly příliš pórovité. Normální obsah kyslíku v elektrolytické mědi (tough pitch) je asi 0,03 až 0,06 %.

g) Znečištění hliníkových slitin může být způsobeno litím z příliš velké výšky. Tím vzniká ve formě vířivé proudění kovu, které může vést ke stržení a zachycení strusky a kysličníků.

h) Tekutý kov, který je v peci neustále v pohybu, může snadno uvolnit částečky vyzdívky ze stěn pece. Vyzdívka pánví, výlevek a zátek může být též zdrojem znečištění [58].

Údaje o původu vměstků v oceli jsou obsaženy také v pracích [53] a [59].

III. URČOVÁNI VMĚSTKŮ

a) Mikroskopické pozorování ukáže tvar a relativní tvrdost vměstků a způsob jejich přidružení k ostatním strukturním složkám kovu. Při velkém zvětšení můžeme rozlišit některé detaily struktury vměstků, jako zdvojené hranice a popř. binární charakter vměstků. Barva vměstků, která je důležitou charakteristikou minerálů, nedá se mikroskopem při normálním pozorování ve světlém poli zjistit. Velká většina vměstků se zdá šedivá, různého, nesnadno postřehnutelného odstínu.

Při rozptýleném osvětlení v tmavém poli vidíme přirozené barvy vměstků. Můžeme např. rozlišit kysličník měďný od sirníku. Použitím imerzního objektivu a vhodným druhem osvětlení lze zvětšit rozsah pozorovatelných charakteristik, ale malý rozměr vměstků může činit pozorování klamným.

b) Při hledání spolehlivějších metod na identifikaci vměstků v oceli se sledovaly dva hlavní směry: 1. vývoj sérií postupných leptadel se selektivními účinky a 2. roz-

šíření oblasti mikroskopického pozorování použitím petrografického mikroskopu, polarizovaného světla a některých jiných metod ke studiu vlastností vměstků.

První systematický postup leptání navrhli W. Campbell a G. F. Comstock [6]; zahrnuje postupné použití šesti leptadel: 10 % roztoku HNO_3 v lihu po dobu 10 vteřin. 10 % vodného roztoku CrO_3 po dobu 5 minut, vroucího alkalického roztoku pikranu sodného po dobu 5 minut, silného vroucího roztoku KOH po dobu 10 minut, roztoku $SnCl_4$ v lihu po dobu 10 minut a koncentrovaného roztoku kyseliny fluorovodíkové (McCanceův roztok B) po dobu 10 minut.

S. F. Urban a J. Chipman [1] pozměnili a rozšířili tento postup a pozorováním v polarizovaném světle a pomocí chemické mikroanylýzy získali nové, spolehlivé údaje o optických vlastnostech vměstků.

Obdobně jako jejich předchůdci M. Matvějev, C. R. Wohrmann a C. R. Herty ml. připravili tito pracovníci řadu vzorků vyříznutých z čistého, ve vakuu taveného železa se známými vměstky. Vypracovali speciální postup k vynětí vměstků z oceli a k jejich přenesení pod mikroskop k petrografickému zkoumání. Tímto postupem dospěli k tomu, že mohli určit indexy lomů vměstků.

Indexy lomu průhledných vměstků (FeMn)O a MnS zjistili také C. Benedicks a H. Löfquist [4].

Použití odraženého polarizovaného světla bylo popsáno v práci [2]. Tato práce obsahuje velké množství údajů zejména o optických vlastnostech vměstků.

Jiné všeobecné prameny informací o vměstcích jsou [34] a [5].

Problém identifikace je neobyčejně obtížný, protože chemické a mineralogické složení vměstků je často velmi složité a proměnlivé. Jiné metody na jejich zjišťování jsou zejména tyto:

c) Chemická izolace. Existuje několik metod umožňujících rozpuštění kovové hmoty oceli alkoholickým roztokem jodu nebo zředěnými anorganickými kyselinami. Nerozpuštěný zbytek se promývá a analyzuje. Potíže této metody záleží v nalezení činidel s přísně selektivním rozpouštěcím účinkem, které by odstranily většinu kovu, aniž by narušovaly vměstky. Extrakční metody (Dickensonova a Schneiderova) jsou popsány např. v práci [89].

S. Hoyt [61] popsal metodu „kyslíkového podílu“ na identifikaci FeO, MnO, SiO_2 a Al_2O_3 v oceli.

Chemická extrakce se doporučuje pro uklidněné oceli.

d) Při elektrolytické izolaci se rozpouští ocelová hmota v eletrolytické lázni, v níž je vzorek anodou. Vměstky se nerozpouštějí. Tato metoda se s úspěchem uplatnila při izolaci struskových a jiných vměstků v oceli [64], [69].

Nedostatkem obou metod je neúplné oddělení vměstků od kovu a nutnost analyzovat kolektivní izolát, který může být směsí několika minerálů.

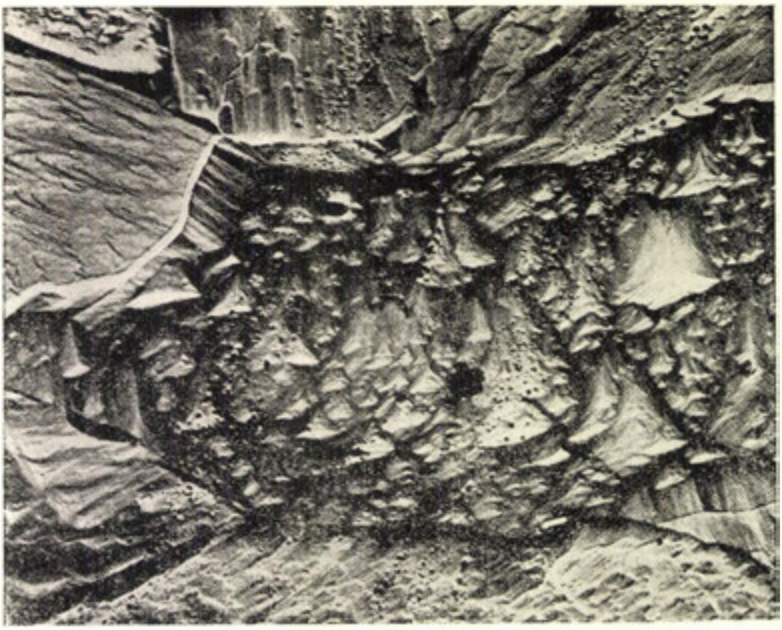
e) Spektrografická analýza vměstků je popsána v [67] a [68].

f) R. Mitsche odděloval vměstky z roztavených kovů flotací [70].

g) Metoda tepelného leptání je založena na diferenciální oxydaci vměstků při ohřevu na vzduchu. Rohlova zkouška [34] k identifikaci FeS a MnS vyžaduje krátké leptání v 1% roztoku kyseliny pikrové v lihu a pak popuštění výbrusu na tmavě žlutou barvu. FeS se zabarví tmavě modře a červenofialově a MnS matně šedivě a leskle bíle. Rozsah použitelnosti této metody lze zvětšit zahříváním vzorku v různých atmosférách na určité teploty.

h) Sirníkový otisk (popsaný v kapitole II) se rovněž hodí k zjišťování sirníkových vměstků.

i) Množství nečistot ve zlatě lze stanovit podle jejich vlivu na rekrystalizační teplotu zlata tvářeného za studena. T. K. Rose [36] zjistil, že ryzí zlato rekrystalizuje



zvět. 5000 ×
Obr. 77. Vměstky ve wolframu zjištěné elektronovým mikroskopem
(Snímek G. A. Davise, Sylvania Electric Products, Inc.)

po 30 min. ohřevu na 150 °C. Obsahuje-li zlato 0,05 % stříbra, zvýší se rekrystalizační teplota na 225 °C, přísadou 0.05 % mědi na 250 °C a 0.002 % vodíku ji zvýší nad 300 °C.

j) Krajně malé vměstky lze zjistit elektronovým mikroskopem *(obr. 77)*.

Doplněk inž. B. a inž. T.

k) K celkovému stanovení rozložení vměstků, hlavně hrubších, na větších lomových plochách volíme makroskopickou metodu. Přitom sledujeme buď lomovou plochu, nebo plochu broušenou, popřípadě leptanou. Při leptací zkoušce se však posuzuje především pórovitost a homogenita materiálu.

Makročistota taveb se hodnotí tzv. *stupňovou zkouškou.* Zkoumá se válcový, asi 300 mm dlouhý zkušební vzorek, na němž se vytvoří čtyři stupně různých průměrů, od 25 mm do 80 mm. Povrch těchto stupňů se nakonec jemně opracuje a pak se na něm při šestinásobném zvětšení hledají vměstky. Stanovuje se jejich velikost a posuzuje se jejich rozložení na povrchu jednotlivých stupňů. Pro přesnější hodnocení se každá zkouška ještě ověřuje magnetickou metodou. V některých případech se také ještě volí podle potřeby leptání.

l) Všechny používané metody hodnocení čistoty ocelí mohou ve větší nebo menší míře podléhat vlivu mnoha okolností, které zkreslují jejich výsledky. Při hodnocení čistoty ocelí je třeba uvážit tyto hlavní vlivy [147]:

1. vliv tváření oceli;
2. vliv vzorkování;

3. vliv přípravy vzorku;
4. vliv použitého mikroskopu, zvětšení a velikosti zorného pole;
5. vliv výběru pozorovaných míst (polí).

Z uvedeného výkladu vyplývá, že k vzájemnému srovnávání čistoty oceli je nezbytně nutné zajistit odběr vzorků z materiálu se stejným stupněm tváření. Je nutno také uvážit, že obsah a rozložení vměstků v ingotu nejsou v celém průřezu stejné. K získání správné hodnoty představující čistotu oceli je třeba také vhodným způsobem odebrat vzorky.

Vzorky lze odebírat dvěma způsoby. Při *vzorkování namátkovém* se vzorky odebírají zcela libovolně. Přitom je nutno dbát, aby každá část objemu byla odebraným vzorkem poměrně správně zastoupena.

Při tak zvaném *reprezentativním vzorkování* se vzorky odebírají systematicky tak, že každý vzorek představuje úměrnou část původního objemu. Tento způsob je také spolehlivější. Čím větší je počet vzorků, tím větší je i přesnost metody. Při přípravě k hodnocení mikročistoty je třeba věnovat vzorkům zvláštní péči. Mikročistota se stanovuje zpravidla na vzorcích zakalených.

m) Způsoby, kterých je možno použít k hodnocení zkoušek čistoty oceli, souvisí úzce také s otázkou počtu použitých vzorků a počtu polí vybraných k hodnocení. Čistotu ocelí můžeme v podstatě hodnotit třemi metodami [147]:

a) metodou průměrného nejhoršího stupně;
b) metodou průměrného stupně;
c) metodou křivek četnosti. — (Konec doplňku)

*

IV. BĚŽNÉ NEČISTOTY V TECHNICKÝCH KOVECH

a) Fosfor a síra jsou velmi škodlivé nečistoty v oceli, které způsobily mnoho poruch. Fosfor je příčinou lámavosti za studena a často způsobuje nečekané lomy. V oceli je obvykle rozpuštěn ve feritu, ale při příliš velkém obsahu může vyprecipitovat z roztoku jako vodovité globulky Fe_3P. Na vzduchu se na výbrusu obklopí tyto globulky duhově zabarveným filmem, vzniklým okysličením okolního feritu. Fosfor patří mezi segregující prvky a vzhledem ke škodlivým účinkům nemá jeho obsah překročit v jakostní oceli 0,03 až 0,04 %. *)

V šedé litině může být fosforu mnohem větší množství a dosahuje někdy 0,4 až 0,8 %, ačkoli u dobrých druhů strojní litiny udržujeme obsah fosforu v rozmezí 0,1 až 0,15 %. V litině je fosfor obsažen v ternárním eutektiku, jehož složkami jsou fosfid železa Fe_3P, cementit Fe_3C a ferit, v němž je rozpuštěno malé množství fosforu *(obr. 78)*. Uhlík může však z eutektika zcela oddifundovat, takže eutektikum se stane binárním („steadit") [90]. Fosfid lze snadno rozlišit od cementitu tepelným leptáním, při čemž se zabarví jasnými duhovými barvami, kdežto cementit zůstává bílý. Fosfor zvyšuje tekutost litiny, a proto se jeho obsah u tenkostěnných uměleckých odlitků značně zvětšuje.

---

*) Hospodárné zpracování odpadu chrómových a chrómniklových ocelí k využití slitinových prvků přineslo problém zvětšeného obsahu fosforu. Přetavováním odpadu se totiž získá pro další výrobu v odpadu téměř všechen obsažený nikl a podstatná část chrómu. Podle provedených zkoušek se zjistilo, že obsah fosforu až do obsahu 0,05 až 0,06 nemá zásadní vliv na charakteristické vlastnosti žáruvzdorných a nerezavějících ocelí. — Pozn. inž. B. a inž. T.



zvět. 350 ×

Obr. 78. Bílá krajkovitá složka struktury je fosfidovým eutektikem v šedé litině



Síra je v oceli obvykle přítomna ve vměstcích MnS, zabarvených na holubí šeď, které mohou obsahovat též FeS a jiné sloučeniny síry.

Je-li síra přítomna v oceli jako sirník železnatý, způsobuje vznik povrchových trhlin při válcování, který se vysvětluje *lámavostí kovu za tepla* (za červeného žáru). Vyloučení sirníku železnatého se zabrání, je-li obsah manganu v oceli dostatečně velký, aby všechna síra byla vázána jako MnS (minimálně 2,5 krát větší než obsah síry, u uklidněných ocelí 15 až 25krát).

Řádkovitost válcované oceli je způsobena segregací sirníku manganatého, kysličníku železnatého, strusky a fosforu, který byl původně v roztoku, do feritu *(obr. 80)*. Uhlík byl

Obr. 79. Fosfidové eutektikum v šedé litině

zvět. 320 ×



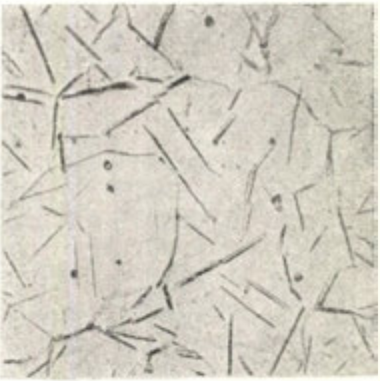
zvět. 35 ×
Obr. 80. Řádkovitost v konstrukční oceli



zvět. 200 ×
Obr. 81. Vměstky kysličníku hlinitého v oceli



zvět. 150 ×
Obr. 82. Svářkové železo



zvět. 260 ×
Obr. 83. Nitridované elektrolytické železo

z těchto řádků znečištěného feritu vytlačen, o čemž svědčí přítomnost perlitových pásků rovnoběžných s řádkem znečištěného feritu.

Síra se záměrně přidává do některých druhů měkkých ocelí, aby se zlepšila jejich obrobitelnost (automatová ocel). V této oceli je sirník manganatý vyloučen v souvislých řádcích.

Zásaditá a kyselá ocel mají různé obsahy fosforu a síry: v zásadité oceli je obsah P a S asi po 0,03 %, v kyselé oceli je obsah těchto nečistot vyšší. Naproti tomu



zvět. 130 ×

Obr. 84. Svářková ocel. Struskové vměstky a nečistoty v roztoku



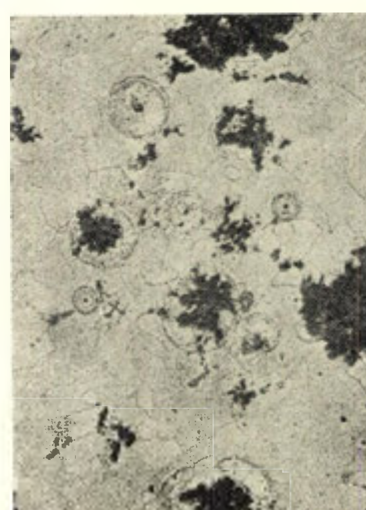
zvět. 130 ×

Obr. 85. Svářková ocel. Vměstky. Nečistý ferit



zvět. 130 ×

Obr. 86.
Svářková ocel. Struskové vměstky



zvět. 130 ×

Obr. 87.
Temperovaná litina

zásaditá ocel obsahuje větší množství rozpuštěného kyslíku, který bývá někdy příčinou křehkosti [91].

Doplněk inž. B. a inž. T.

K nejdůležitějším stopovým prvkům, které mohou mít vliv na vlastnosti oceli, zejména na vlastnosti mechanické, patří také arzén. Arzén se při zhutňování a zkujňování neodstraňuje. Naopak používáním vratného odpadu se jeho obsah zvětšuje. K zajištění výroby jakostních ocelí je nutno udržovat obsah As co nejmenší, s maximem asi 0,030 až 0,040 % [158]. Z tohoto zjištění vyplývá, že je nutno zavést pravidelnou kontrolu obsahu As v rudě i v ocelích. — (Konec doplňku)

*

V litině brzdí síra silně grafitizaci karbidů. V šedé litině se sirník manganatý vyskytuje někdy v krystalické formě.

b) Ostatní běžné nečistoty v uhlíkové oceli jsou Al_2O_3 *(obr. 81)*, kysličník železitý Fe_2O_3, struska a nitrid železa. Nitrid železa se vyskytuje v přehřáté měkké oceli, ve svarech a ve svářkovém železe *(obr. 82* a *83)*.

Každý typ oceli — neuklidněná, polouklidněná a uklidněná — má své typické vměstky. U uklidněných ocelí nalézáme vměstky typu křemičitanu manganatého nebo na bázi železa a manganu, kdežto u ocelí desoxydovaných hliníkem se křemičitanové vměstky vyskytují jen velmi zřídka a většina vměstků je tvořena kysličníkem hlinitým Al_2O_3.

c) U slitinových ocelí se vyskytují kysličníky nebo jiné sloučeniny přísadových prvků, u některých ocelí nitridy titanu a zirkonia.

d) Svářkové železo obsahuje značné množství strusky (asi 2 %), která má často podvojnou strukturu, skládající se z šedé a černé složky. Šedá složka se obvykle pokládá za kysličník železnatý *(obr. 84* až *86)*. Struska může obsahovat také SiO_2, FeO, Fe_2O_3, MnO, Al_2O_3, CaO a P_2O_5. Obvykle se předpokládá, že struska ve svářkovém železe má příznivý vliv na odolnost proti korozi na vzduchu a v půdě; vysvětluje se to tvořením ochranného křemičitého filmu ze strusky na povrchu svářkového železa při počátečních stadiích koroze.

e) V temperované (kujné) litině vidíme někdy vměstky obklopené duhovitě zabarvenými pruhy, které mohly vzniknout přítomností fosfidu železa ve středu vměstku *(obr. 87)*. Podobné vměstky nalézáme v křemíkových ocelích, Monelově kovu a v jiných slitinách. Příčinu zabarvení můžeme hledat v přítomnosti rychle oxydujících složek v těchto vměstcích *(obr. 88* a *89)*.

f) Běžnou nečistotou v elektrolytické mědi je kysličník měďný, který je v lité mědi přítomen v eutektiku Cu_2O—Cu. Eutektický bod odpovídá obsahu kyslíku 0,39 % *(obr. 90* a *91)*. U tvářeného kovu je eutektikum rozrušeno a vměstky kysličníku měďného jsou nahodile rozptýleny.

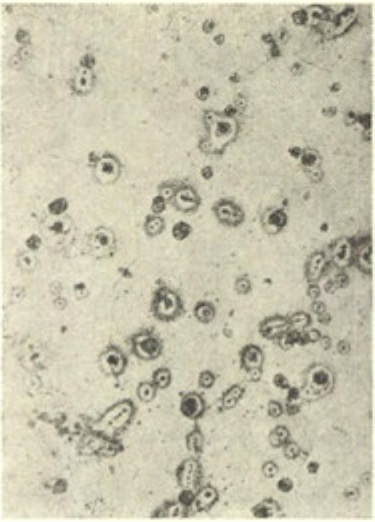
Jinými nečistotami mědi jsou stříbro, železo a kadmium. V malých množstvích nemají tyto příměsi značnější vliv na vlastnosti mědi. Naproti tomu vizmut již v množství 0,001 % způsobuje křehkost mědi. Olovo zhoršuje tvárnost za tepla, a proto se připouští max. obsah do 0,005 %.

Arzén snižuje elektrickou vodivost, ale zvyšuje pevnost mědi, zejména za vyšších teplot. Selen a telur jsou obvykle nežádoucími znečištěninami, ale někdy se přidávají k zlepšení obrobitelnosti.



zvět. 200 ×

Obr. 88. Ocel, neleptáno



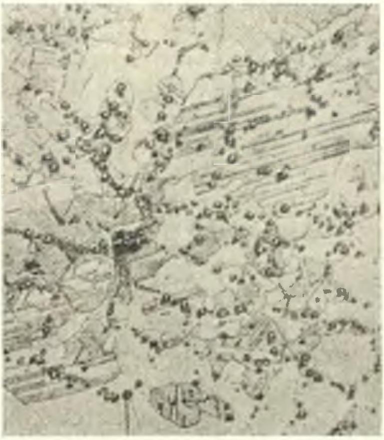
zvět. 130 ×

Obr. 89. Křemíkový ferit (4 % Si)



zvět. 665 ×

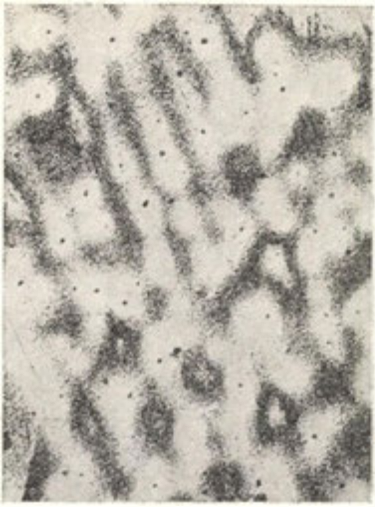
Obr. 90. Eutektikum Cu_2O—Cu



zvět. 330 ×

Obr. 91. Struktura za studena tvářené mědi po rekrystalizačním žíhání

Kysličník měďný v mědi



zvět. 130 ×

Obr. 92. Litá fosforová měď. Hluboce leptáno persíranem amonným



zvět. 35 ×

Obr. 93. Litá, hutnicky rafinovaná měď

Rozpuštěné nečistoty v mědi

Nečistoty snižují elektrickou vodivost mědi.*)

g) Běžné nečistoty v různých kovech a slitinách:

V *hliníku*: železo (v množství do 0,15 %) a křemík (0,3 %). Obvyklá čistota technického hliníku je 99,35 %, ale horší druhy přetavovaného hliníku mohou mít čistotu až jen 96 %. Nejvyšší čistota je 99,99 %. **)

V *hořčíku*: hlavní nečistotou je křemík, vyloučený jako modré vměstky Mg_2Si nebo též jako modrošedé vměstky Mg_2Si_2. Zinek zůstává v tuhém roztoku.

Nikl může obsahovat sirník nikelnatý, který způsobuje křehkost.

Stříbro mívá čistotu nejméně 99,8 %. Hlavní nečistoty jsou měď, železo, olovo a malé množství vizmutu, který způsobuje křehkost již ve stopovém množství. Čisté stříbro pohlcuje při zahřátí nad teplotu tání značné množství kyslíku (22 obj. %), který se uvolňuje při tuhnutí (hladina kovu srší).

V *cínu*: SnO_2, Pb, As, Sb.

V *zinku*: ZnO, Sn, Pb, As, Cd.

Ve *zlatě*: obvyklé druhy rafinovaného zlata mají čistotu 99,95 až 99,98 %. Nejhorší nečistotou je vizmut, který způsobuje křehkost již od množství 0,01 %. Také se vyskytuje Pb, Ag, Cu.

V *mosazích*: škodlivé nečistoty jsou Bi, As, Cd.

V *bronzech*: SnO_2, As, Sb, S.

---

*) Některé nečistoty zůstávají v tuhém roztoku v mědi (*obr. 92* a *93*).

**) U výběrových taveb z dvouvrstvové elektrolýzy se dosahuje čistoty až 99,999 % (superrafinal), takže tento druh hliníku patří k nejčistším technickým kovům. V SSSR se leningradským vědcům podařilo vyčistit hliník až na čistotu 99,99999 %. — Pozn. překl.



zvět. 150 ×

Obr. 94. Vznik orientované struktury po tváření za studena. Elektrolytická měď

Obr. 95. Vměstky ve válcované oceli ▶



zvět. 200 ×

V *ložiskových kompozicích* jsou nejškodlivější zinek a hliník, které nemají být vůbec přítomny [57].

V. ŠKODLIVÉ VLIVY VMĚSTKŮ

Přehled škodlivých vlivů vměstků na vlastnosti oceli sestavil H. W. Gillet [7]. V přehledu jsou též odkazy na jednotlivé případy poruch. Obecně vzato, škodlivý vliv vměstků závisí do značné míry na způsobu jejich vyloučení, teplotě tání a chemické povaze.

a) Nečistoty, které se vylučují jako souvislé filmy nebo v dlouhých řádcích, jsou nejméně žádoucí *(obr.* 94 a *95)*, protože porušují souvislost kovové hmoty, kterou nahrazují cizími, křehkými nebo málo pevnými látkami. Tím se kov jako celek nutně stává křehkým a snižuje se jeho tažnost a pevnost. Mají-li nečistoty nižší teplotu tání než samotný kov, film na hraničních plochách se při ohřevu roztaví nebo změkne, takže i malé deformace při tváření za tepla způsobí lom kovu. Říkáme, že kov je lámavý za tepla (za červeného žáru).

Jednotlivě vyloučené vměstky nemají tento škodlivý účinek. Nahromadí-li se však v některých místech kovu, mohou, i když jen místně, velmi zhoršit vlastnosti.

V těchto malých porušených oblastech může začít porucha celého objemu kovu.*)

b) Pohybují-li se dvě součásti rychle po sobě jako u valivých ložisek, mohou se vměstky na povrchu kovu snadno vylamovat. Z tohoto důvodu musí být ocel na kuličky a kroužky ložisek výjimečně čistá a nesmí obsahovat nekovové vměstky.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Matematicko - statistickou studií zkoumal vlivy metalurgických činitelů na mikročistotu oceli pro valivá ložiska J. DUDA [145]. Bylo prokázáno, že vyhoření uhlíku a rovněž oduhličovací rychlost má přímý vliv na mikročistotu. - Vliv délky redukčního údobí, jakož i časového údobí přísady FeCr se neprojevil. Při zkoumání vlivu doby lití se prokázalo, že rychlé lití výrazně zlepšuje mikročistotu oceli. Obsah P a S má prokazatelně zhoršující vliv na mikročistotu. — (Konec doplňku)



zvět. 50 ×

Obr. 96. Štěpení zrn v lité mědi (Lito pochodem Eldred)

*

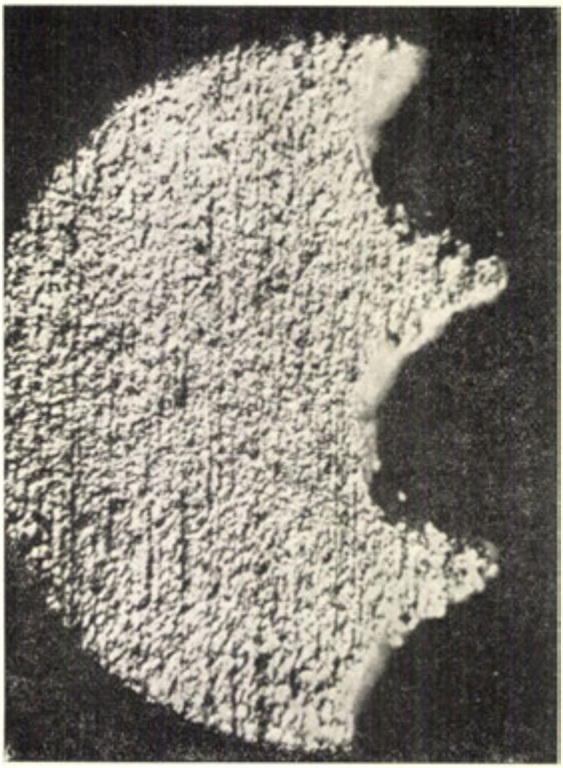
c) U tvářeného kovu jsou vměstky srovnány ve více nebo méně souvislých řádcích. Srovnání nezpůsobuje pouze válcování, ale i jiné způsoby tváření, jak je vidět na *obr. 94* a *95*. Takové soustředění vměstků podél určitých směrů vede ke vzniku trhlin a prasklin. Rovnoběžné řádky vměstků jsou velmi časté u válcovaných polotovarů a výrobků a zaviňují zhoršení mechanických vlastností v příčném směru *(obr. 96)*.

d) V ocelích určených k tepelnému zpracování jsou vměstky nežádoucí, protože mohou být příčinou prasklin po kalení.

e) Segregující nečistoty, jako je fosfor a síra, se koncentrují v určitých oblastech, kde jejich obsah překračuje bezpečnou mez, čímž nastává nebezpečí porušení kovu. Síra se však úmyslně přidává do oceli v množství nepřesahujícím 0,15 %, aby se zlepšila obrobitelnost. *Obrázek 97* ukazuje četné vměstky sirníku manganatého v automatové oceli.

---

*) Velmi často je to možno pozorovat u vměstků kysličníku hlinitého. Kováním se shluky vměstků kysličníku hlinitého protahují do řádků, které často bývají východiskem trhlin [143]. — Pozn. inž. B. a inž. T.



zvět. 25 ×
Obr. 97. Hluboce naleptaný řez svorníkem z automatové oceli s vláknitou strukturou, vyvolanou segregací síry

Doplněk překladatele

V poslední době se obrobitelnost oceli zlepšuje, podobně jako u slitin mědi a hliníku, přísadou olova místo síry. Olovo se v železe prakticky nerozpouští, takže na jiné vlastnosti oceli má mnohem menší vliv než síra. Přidávání olova do oceli a dosažení rovnoměrného vyloučení ve struktuře je však metalurgicky obtížné. Odpad z těchto ocelí vyžaduje přísné vytřídění, aby se nepokazily tavby, u nichž je olovo nežádoucí. V ČSSR nebyly z těchto důvodů oceli s přísadou olova ještě zavedeny, ačkoli mají ze strojírenského hlediska mnoho výhod a jsou strojírenským průmyslem požadovány. — (Konec doplňku)

*

f) Vměstky v kovech musíme považovat za vnitřní vruby, které způsobují koncentrace napětí a mohou tak vést k předčasným únavovým lomům.

g) Vměstky jsou příčinou nerovnoměrné cementace.

h) Ocel obsahující velké množství vměstků je nevhodná k výrobě kolejnic, protože se účinkem občasného působení vysokých specifických tlaků a atmosférické koroze na hlavě kolejnice se značným množstvím vměstků objeví brzy bodové koroze (pitting).

i) Vměstky zhoršují pevnost svarů.

j) Shluky vměstků Al_2O_3 v oceli mohou působit potíže při obrábění a leštění *(obr. 81)*.

Doplněk inž. B. a inž. T.

k) Vlivem způsobu desoxydace na charakter nekovových vměstků a mechanické vlastnosti oceli se zabýval M. Mandl a spol. [142]. U uhlíkové oceli (0,2 % C) bylo zjištěno, že přísada hliníku v množství 0,4 kg/t přidávaného do pánve je kritická, neboť značně zhoršuje plastické vlastnosti lité oceli tím, že podporuje vznik sulfidických vměstků, vytvářejících síťoví na hranicích zrn. Tento účinek hliníku se stává výraznější při vyšších obsazích a platí pro lité a slabě tvářené oceli. Při vyšším stupni protváření se síťoví rozrušuje a na plastické vlastnosti již nepůsobí.

Při komplexní desoxydaci slitinami FeMnSiAl má vliv na celkový obsah a chemické složení vměstků nejen poměr Mn/Si, nýbrž také poměr Si/Al a ve značné míře i koncentrace jednotlivých složek. Nejlepší hodnoty poskytují tavby desoxydované tekutými slitinami FeMnSiAl. Na existenci vztahů mezi celkovým obsahem vměstků a mechanickými hodnotami poukazuje skutečnost, že v závislosti na zmenšujícím se obsahu vměstků vzrůstá nejen hodnota koeficientu jakosti, ale také meze únavy.

l) Při hodnocení vlivu vměstků na vlastnosti ocelí je nutno rozlišovat vměstky endogenní a exogenní. Endogenní vměstky se mohou uplatňovat svým vlivem na obrobitelnost, křehký lom, lámavost za tepla, tvářitelnost, mechanické vlastnosti, velikost zrna, korozi, únavu a svařitelnost. Tyto vměstky jsou v kovu poměrně rovnoměrně rozptýleny. Exogenní vměstky jsou většinou makroskopické a vyskytují se zpravidla v místním nahromadění. Mohou mít proto mnohem vážnější vliv na vlastnosti a chování strojních součástí. Zejména při jejich umístění v kritickém průřezu dynamicky namáhané součásti je můžeme přirovnat ke vrubu s tříosým namáháním.

Jedním z hledisek k posouzení jakosti a vhodnosti oceli pro určité účely je obsah a charakter nekovových vměstků. Skutečný význam vzhledem k vlastnostem oceli nebyl však dosud v plné míře náležitě vyjasněn. Jednotlivé názory se značně různí a jsou mnohdy úplně protichůdné. Celkový obsah vměstků není rozhodně dostatečným údajem pro posouzení těchto vlivů [147].

m) Čím většího ingotu použijeme, tím větší bude pravděpodobnost výskytu větších vměstků třeba i v místním seskupení [143]. Je nutno uvážit, že i při značně znečištěné oceli nepřesahuje váhové množství vměstků několik desetin procenta. Plocha, o kterou vměstky zmenšují průřez součástí, je velmi nepatrná. Výjimku mohou tvořit pouze lokální hrubé shluky anebo velké exogenní vměstky. Škodlivý vliv vměstků je třeba vždy posuzovat s přihlédnutím k fyzikálním vlastnostem základního materiálu, zejména jeho citlivosti k vrubům. Jsou-li vměstky uloženy v oceli s dostačujícími plastickými vlastnostmi, pak při místních přetíženích nelze očekávat vznik trhlin z vměstků, které by byly příčinou prasknutí výrobku.

n) Vztahem vměstků k pevnostním hodnotám lité uhlíkové oceli se zabývali L. Kuchař a V. Vondrášek [141]. Bylo zjištěno, že pokud se v oceli vyskytují vměstky makroskopické, které porušují celistvost materiálu a mohou působit svým tvarovým účinkem vruby, může se jejich vliv projevit zhoršením mechanických pevnostních hodnot, hlavně tažnosti a kontrakce.

U materiálu s vměstky mikroskopickými a submikroskopickými, představovanými vysokým stupněm čistoty, nebyl nalezen kvantitativní vztah mezi sledovanými hodnotami. Stejně tak ani kvalitativní vztah jakostního koeficientu podle Carliniho není jednoznačný.

o) Podle B. Otty a J. Teindla [142] bylo na základě dlouholetých statistických dat dokázáno, že větší výmět při lisování není způsoben ani tak větší tloušťkou plechu, jako spíše zvětšenou nečistotou oceli (vměstky). Podíl vadných výlisků se zvětšuje s tloušťkou plechu.

p) Zkoumáním vlivu jakosti kruhových ingotů na vady při kosém válcování trub se zjistilo, že vnitřní povrch trubek je podstatně horší u martinské oceli než u elektrooceli [167]. Rozdíl je způsoben především čistotou oceli a stejnorodostí v ose ingotu. Prokázalo se, že na výskyt vad na vnitřním povrchu trub se nejvýrazněji projevuje vliv poměru Mn/S, při čemž se jakost zlepšuje se zmenšujícím se obsahem síry. Vliv obsahu fosforu se výrazně projevil při poměru Mn/S 15.

Příznivě na snížení výskytu vad na vnitřním povrchu trub se projevuje nižší odpichová teplota, jakož i větší obsah hliníku.

q) Rozložení nekovových vměstků a jejich souvislost se vznikem sedimentačního kužele ingotu zkoumali Z. MOTLOCH a T. MYSLIVEC [150]. Sledovali uhlíkové a slitinové oceli NiCrMo desoxydované jednak feromanganem a ferosiliciem, jednak feromanganem, ferosiliciem a silikokalciem s malou přísadou hliníku. Výsledky v plné míře potvrdily, že tuhnutí ingotů je doprovázeno sedimentačním pochodem, jehož důsledkem je tzv. *spodní kužel* drobných rovnoosých dendritů v patě ingotu. Působení komplexních křemičitých vměstků jako krystalizačních zárodků dokazuje existenci volných krystalů v tavenině. Na vývalcích bylo pak zjištěno, že se v patě ingotu snižuje vrubová houževnatost. — (Konec doplňku)

*

Příznivý vliv vměstků

V některých technických kovech mají vměstky příznivý vliv. Usnadňují obrábění a v případech, kdy se požadují vysoké řezné rychlosti, přidávají se do slitiny úmyslně prvky tvořící vměstky, např. síra do oceli nebo olovo (1 až 2 %) do mosazí a oceli, nebo telur do mědi (teluridové vměstky Cu_2Te).

Přísada thoria do wolframu zabraňuje růstu zrna při ohřevu na vysoké teploty.

Dlouhodobá odolnost svářkového železa proti korozi na vzduchu a v půdě se přisuzuje příznivému vlivu struskových vměstků (viz oddíl IV) a tomu, že svářkové železo neobsahuje mangan.

VI. ODSTRAŇOVÁNÍ NEČISTOT

a) V tekutém kovu závisí odstranění vměstků do značné míry na jejich specifické váze a rozměru. Lehké vměstky snadno vyplouvají do hlavy ingotu, která se při dalším zpracování odděluje. Těžké vměstky zůstávají v kovu. Koloidní vměstky nemohou vyplouvat pro svůj malý rozměr, a proto zůstávají rovněž v kovu. Jejich rozměry se však mohou zvětšit koagulací, a pak vyplouvají na povrch. Určité přísady do oceli, např. titan a vanad, podporují shlukování vměstků [91]. Koagulace vměstků závisí na jejich tavitelnosti. Čím mají nižší teplotu tání, tím snadněji koagulují a vyplouvají na povrch. Teplota tání je přímo úměrná množství křemíku přidávaného jako desoxydační přísada.

b) Desoxydace kyselé oceli silikomanganem dává mnohem čistší ocel než desoxydace feromanganem a ferosiliciem [10].

c) Stupeň okysličení oceli v době odstraňování nečistot je důležitým činitelem pro množství kysličníkových vměstků, které bude ocel obsahovat.

d) Používání čistých surovin — rud, paliva a přísad — je důležitou podmínkou pro dosažení dobré čistoty kovu, protože některé nečistoty se při rafinaci odstraňují jen obtížně.

e) U mědi se úplně potlačí vměstky Cu_2O přetavováním katod v ochranné atmosféře nebo přísadou desoxydovadel, např. fosforové mědi.

Doplněk inž. B. a inž. T.

f) K zmenšení množství vměstků v uklidněných ocelích je kromě dodržení všech zásad dobrého vedení tavby nejúčinnějším prostředkem desoxydace komplexními slitinami, které zaručují vznik tekutých desoxydačních zplodin. U neuklidněných ocelí je důležitý obsah Mn [134].

Na rozložení vměstků má největší vliv opět jejich chemické složení, v závislost na provedené desoxydaci a výrobním postupu, neboť určuje okamžik jejich vylučování při tuhnutí nebo ochlazování oceli. Toto vylučování je odlišné u sirníků a kysličníků. K omezení vzniku trhlin z vměstků u velmi namáhaných výrobků je důležité jejich umístění mimo mezidendritickou oblast, což je metalurgicky řešitelné. Nejmenší porušení průřezu výrobků nastává tehdy, je-li tvar vměstků kulovitý.

g) Při výrobě jakostních ocelí má význam nejen celkové množství vměstků, ale i jejich složení, velikost, uspořádání a rozdělení v jednotlivých částech ingotů. To je v úzké souvislosti především se způsobem desoxydace, odléváním oceli a s významnými fyzikálně chemickými činiteli (teplotou, viskozitou aj.). Zkouškami byla prokázána přednost komplexních desoxydačních slitin FeMnSiAl před slitinami FeMnSi, a to jak z hlediska množství a složení vměstků, tak i z hlediska možnosti širokého uplatnění i při nízkém poměru Mn k Si v těchto slitinách [149]. Malé přísady hliníku po postupné desoxydaci FeMn, FeSi se projevují příznivě, posuzováno podle množství oxydických vměstků. V oceli vznikající kysličník hlinitý zabraňuje vzniku těžko tavitelných, nesnadno vyplouvajících křemičitanů. Tekuté desoxydační slitiny mohou ještě podstatně zlepšit podmínky pro odstranění desoxydačních produktů z lázně.

h) Použití zirkonu při výrobě oceli je spojeno jednak s jeho vysokou chemickou afinitou ke kyslíku, dusíku a síře a jednak s jeho schopností zjemňovat velikost zrna gama. Podle T. Myslivce a A. Šmrhové [148] záleží působení ZrSi přisazené do tekuté oceli v jeho silné desoxydační schopnosti a schopnosti vázat dusík. Jen malý podíl přisazeného zirkonu působí na rozpuštění síry v oceli. Přísadou zirkonu v oceli se potlačuje sklon k řetízkovitému uspořádání sirníků.

i) Snížením obsahu vodíku v oceli tavené v elektrické peci se zabýval N. Chvorinov [163]. Z rozboru zjištěných skutečností vyplývá, že lze poměrně snadno vyrobit ocel s velmi malým obsahem vodíku (i dusíku), vytvoříme-li v prostoru mezi elektrodami a lázní a bezprostředním okolím atmosféru vhodného složení. Nejjednodušší cestou k tomu se zdá být nikoli použití kyslíkového varu s přebytkem kyslíku, nýbrž přivádění suchých plynů vhodného složení do tohoto prostoru. — (Konec doplňku)

*

Klíč k seznamu literatury

Metody identifikace vměstků: [1], [2], [4], [5], [6], [12], [13], [18], [23], [29] až [32], [34], [35], [37], [42], [47], [50], [51], [56], [59], [60], [64], [67] až [70], [89], [95], [103], [122], [130] až [134]

Odstranění vměstků a zamezování jejich vzniku: [7], [10], [20], [134], [135]

Původ vměstků: [8], [9], [53], [58], [113], [114], [136] až [139]

Vliv vměstků na vlastnosti kovů a poruchy vzniklé přítomností vměstků: [22], [27], [28], [33], [140] až [144]

Vměstky v litině, slitinách železa a v neželezných kovech: [49], [54], [55], [62], [73], [74], [84], [96], [100 až 102], [106], [107], [109], [112], [123], [127 až 129], [151], [152], [154], [157]

LITERATURA KE KAPITOLE V

1. Stephen F. Urban and John Chipman: Nonmetallic Inclusions in Steel. Part I — Products of Deoxidation. *Trans A. S. M.* (March 1935). Part II — Sulphides. *Trans. A. S. M.* (Sep. 1935).
2. A. S. M., Sub-committee on Nonmetallic Inclusions in Steel. — Nonmetallic Inclusions in Steel. *Metals Handbook* (1948) 445—452.

3. H. D. Hibbard: The Solid Non-Metallic Impurities in Steel (Sonims). *Trans. A. I. M. E.* (1910).
4. C. Benedicks and H. Löfquist: *Nonmetallic Inclusions in Iron and Steel,* John Wiley & Sons, New York (1931).
5. M. Bayertz: *Nonmetallic Inclusions in Steel,* publ. by the A. S. M. (1947), 135 pages.
6. W. Campbell and G. F. Comstock: Identification of Nonmetallic Inclusions in Iron and Steel. *Proc. A. S. T. M., 23* Part I (1923).
7. H. W. Gillet: Possibilities in Application of Colloid Chemistry to Production of Clean Steel. *Trans. A. I. M. E., No. 1221-S* (1923).
8. W.Crafts, J. J.Egan andW.D.Forgeng: Formation of Inclusion in Steel Castings. *Metals Technol.* (April 1946).
9. Charles H. Herty, Jr.: Nonmetallic Inclusions in Steel. *Trans. A. S. S. T., 19* (Nov. 1931).
10. C. H. Herty, Jr. and J. E. Jacobs: Formation and Elimination of Nonmetallic Inclusions in the Acid Open-Hearth Process. *Trans. A. S. S. T.* (Jan. 1932).
11. T. D. Yensen and C. H. Herty, Jr.: Terminology Relating to Nonmetallic Elements in Metals. *Metals Technol.* (June 1934).
12. Weston A. Hare and Gilbert Soler: A Study of Deoxidation Type Inclusions in Alloy Steels. *Trans. A. S. M., 26* (Dec. 1938) 903.
13. F. W. Sundblad: Non-Metallic Impurities in Open-Hearth Steel. *Iron Age, 136* (1935).
14. J. G. Thompson, H. C. Vacher and H. A. Bright: Bureau of Standards "Cooperative Study". *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 758* (1936).
15. W. A. Hare and Gilbert Soler: An Improved Method of Studying Inclusions in Alloy Steels. *Metals & Alloys, 8* (1937) 169—172.
16. A. S. T. M. Tentative Recommended Practice for Determining the Inclusion Content of Steel. *A. S. T. M. Standards, Part I. Metals, E45—42T* (1942); *A. S. T. M. Standards* (1944).
17. H. C. Vacher and L. Jordan: Determination of Oxygen and Nitrogen in Irons and Steels by the Vacuum-Fusion Method. *Bur. Standards J. Research, 7* (1931) 375.
18. G. R. Fitterer: Method for Electrolytic Extraction of MnO, MnS, FeS and SiO_2 Inclusions from Plain Carbon Steels. *Trans. A. I. M. E., 95* (1931) 196—218.
19. E. Maurer and L. Brodman: On Nonmetallic Inclusions in Steel. *Stahl u. Eisen, 53* (1933) 319.
20. C. E. Sims and G. A. Lilliequist: Inclusions-their Effect, Solubility and Control in Cast Steel. *Trans A. I. M. E., 100* (1932) 154.
21. W. Rosenhain: Slag Enclosures in Steel. *Proc. Intern. Assoc. Testing Materials* (1909).
22. A. B. Kinzel and W. Crafts: Inclusions and their Effect on Impact Strength of Steel. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 402* (1931).
23. C. Benedicks and H. Löfquist: On the Transparency of Sulphide and Oxide Inclusions in Steel.) *Jernkontorets Ann., 117* (1933) 443.
24. Bradley Stoughton: *The Metallurgy of Iron and Steel,* 4th Ed., McGraw-Hill Book Co., New York (1934).
25. S. L. Hoyt: *Metallography, Part 2,* McGraw-Hill Book Co., New York (1921) 261, 265—276.
26. C. J. Smithells: *Impurities in Metals,* 2nd Ed., John Wiley & Sons, Inc., New York(1930).
27. E. G. Mahin and E. F. Lee: The Influence of Nonmetallic Inclusions upon the Precipitation of Primary Cementite in Hypereutectoid Steels. *Trans. A. S. M., 23* (1935) 382—394; discussion pp. 395—397.
28. J. E. Hurst: The Influence of Phosphorus on the Properties of Hardened and Tempered Cast Iron. *J. Iron Steel Inst.* (London) (1933), Advance copy.
29. T. L. Joseph: Oxides in Basic Pig Iron and in Basic Open-hearth Steel. *A. I. M. E. Tech. Publ. No. 804* (1937).
30. M. H. Malcor: Étude macrographique et micrographique de tôles tirées de gros lingots. Part A. — Aspect des inclusions. B. — Nature des inclusions. C. — Groupement des inclusions. D. — Evaluation, etc. *Bull. soc. franç. mét.* (1945, Ier Semestre).
31. Leland Grant: Identification of Inclusions in Steels. *Trans. A. S. S. T., 19* (1931)
32. Identification of Inclusions in Steel by the use of Reflected Polarized Light. A. S. M. *Metals Handbook* (1939) 741.

33. The Significance and Interpretation of Nonmetallic Inclusions in Steel. A. S. M. *Metals Handbook* (1939) 736.
34. A. S. M. Method for Identification of Inclusions in Iron and Steel. *Metal Progr.* (Oct. 1937).
35. S. L. Hoyt and M. A. Sheil: Use of the Polarizing Microscope in the Study of Inclusions in Metals. *Metals Technol.* (Sep. 1934).
36. T. K. Rose: Annealing of Gold. *J. Inst. Metals* (1913 II).
37. E. W. Colbeck, S. W. Craven and W. Murray: The Determination of Non-Metallic Inclusions in Steel and Iron. *J. Iron Steel Inst.* (London), 134 (1936).
38. Z. Shibata: The Equilibrium Diagram of the Iron Sulphide-Manganese Sulphide System. *Technol. Repts. Tôhoku Imp. Univ., 7* (1928) 279—289.
39. F. Körber: The Behavior of Manganese during the Process of Steel Making. *Stahl u. Eisen, 52* (1932) 133.
40. C. H. Herty, Jr.: Fundamental and Applied Research on the Physical Chemistry of Steelmaking. *Metals & Alloys, 1* (1930) 883—889.
41. F. Hartmann: The Investigation of Sand Inclusions in Steel with the Aid of the Polarization Microscope. *Arch. Eisenhüttenw., 4* (1931) 601.
42. S. F. Urban and R. Schneidewind: Dry Polishing will Retain Graphite and Inclusions. *Metal Progr., 22* (1932).
43. Helge Löfquist: Microscopic Study of Slag Inclusions in Iron and Steel. *Jernkontorets Ann., 117* (1933) 49—52.
44. H. Schneiderhöhn and P. Ramdohr: *Lehrbuch der Erzmikroskopie*, Gebr. Bornträger, Berlin (1931).
45. J. Chipman and D. W. Murphy: Solubility of Nitrogen in Liquid Iron. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 591* (1935).
46. M. L. Samuels and Alfred Boyles: Some Problems in the Production of Low Carbon Sheets in Non-Continuous Mills. *Trans. A. S. M., 26* (No. 4, Dec. 1938).
47. R. Mitsche: The Detection of Oxide Inclusions in Steels by a Printing Method. *Berg- u. hüttenmänn. Jahrb. montan. Hochschule Leoben, 83* (1935) 127—133.
48. F. N. Rhines and C. H. Mathewson: Solubility of Oxygen in Solid Copper. *Metals Technol.* (April. 1943).
49. A. M. Hall: Sulphides in Nickel and Nickel Alloys. *Metals Technol., 10* (No. 4, 1943).
50. A. M. Portevin and R. Perrin: Contribution to the Study of Inclusions in Steels *J. Iron. Steel Inst.* (London), *127* (1933).
51. J. H. Whiteley: A Micro-Examination of Eight Steels for the Inclusions Sub-Committee. *J. Iron Steel Inst.* (London), *157* (Sep. 1947) 89—97.
52. C. H. Herty, Jr.: Some Notes on the Coalescence of Non-Metallic Inclusions in Steel. *Proc. Engrs' Soc. West. Penna., 44* (Nov. 1928) 259—267.
53. B. M. Larsen: Origin and Effect of Inclusions in Steel. *Metals & Alloys, 1* (Nov. 1930)
54. H. Morrogh: A Note on the Mode of Occurence of Tellurium in Cast Iron. *J. Iron Steel Inst.* (London), *155* (Jan. 1947) 21—23.
55. B. Matuschka: Non-Metallic Inclusions in Ferro-Alloys. *J. Iron Steel Inst.* (London) 131 (1935).
56. M. Baeyertz: A Note on Chromium Oxide Inclusions in Stainless Steel and Ferrochromium. *Trans. A. S. M.* (July 1934).
57. W. M. Corse: Bearing Metals and Bearings. *Trans. A. S. M.* (Aug. 1930).
58. J. B. Austin: Inclusions in Steels from Ladle Linings, Nozzles and Stoppers. *Metal Progr.* (Nov. 1938).
59. F. Latta, E. Killing and F. Sauerwald: Non-Metallic Inclusions in Heavy Steel Forgings. *Stahl u. Eisen, 53* (March 30, 1933).
60. J. R. Rait and H. W. Pinder: Nonmetallic Inclusions in Steel. *Engineering, 162* (Aug. 9, 1946) 141—144, 165—167.
61. Samuel L. Hoyt: Studies on the Metallurgy of Arc Deposited Weld Metal. *Trans. A. S. M.* (March 1935).
62. William B. Price and Ralph W. Bailey: Bismuth — Its Effect on Working Properties of Brass. *Metals Technol.* (June 1942).
63. R. F. Mehl, Charles S. Barrett and H. S. Jerabek: Studies upon the Widmanstätten Structure VI. *Metals Technol.* (April 1940).
64. R. Treje and Prof. C. Benedicks: A Method for the Electrolytic Extraction of Slag from Iron and Carbon Steel. *J. Iron. Steel Inst.* (London), *128* (1933).

65. George A. Roberts and Robert F. Mehl: Effect of Inhomogeneity in Austenite on the Rate of the Austenite-Pearlite Reaction in Plain Carbon Steels. *Metals Technol.* (June 1943).
66. J. H. Whiteley: Nonmetallic Inclusions; A Micro-Examination of Eight Steels. *Iron and Steel* (London), *21* (May 13, 1948) 237—241; discussion pp. 272—275.
67. S. A. Baravie and L. N. Indichenko: Spectral Analysis of Microscopic Inclusions, Coatings and Precipitates. *J. Anal. Chim. (S. S. S. R.)*, *2* (July-Aug. 1947) 229—230.
68. R. Weihrich and W. Schwarz: Spectrographic Examination of Nonmetallic Inclusions in Steel. *Arch. Eisenhüttenw.*, *15* (1941).
69. Russell W. Dayton: Identification of Inclusions by Polarized Light. *Metals Technol.* (Jan. 1935).
70. R. Mitsche: The Flotation of Non-Metallic Inclusions in Molten Metals. *Iron Steel Inst.* (London), *Carnegie Schol. Mem.*, *23* (1934).
71. E. Maurer and W. Bischof: The Behavior of Sulphur in Open-Hearth Furnace Gases. *J. Iron Steel Inst.* (London), *129* (1934) 123.
72. John Chipman: Application of Thermodynamics to the Deoxidation of Liquid Steel. *Trans. A. S. M.* (May 1934).
73. R. S. Russell: Influence of Impurities on the Properties of Lead. Part. I. *Proc. Australasian Inst. Mining & Met.* (1932) 135—166; Part III. *ibid.* (1934).
74. G. N. Greenwood: Influence of Impurities on the Properties of Lead. Part II. *Proc. Australasian Inst. Mining & Met.* (1934).
75. M. G. Fontana and John Chipman: Equilibrium in the Reaction of Hydrogen with Ferrous Oxide in Liquid Iron at 1600 degrees Cent. *Trans. A. S. M.* (June 1936).
76. G. Sachs and K. R. Van Horn: *Practical Metallurgy*, 5th Printing, A. S. M. (1948).
77. Charles W. Briggs and Roy A. Gezelius: The Effect of Mass upon the Mechanical Properties of Cast Steel. *Trans. A. S. M.* (June 1938).
78. A. G. H. Andersen and A. W. Kingsbury: Effects of Tin on Properties of Plain Carbon Steel. *Metals Technol.* (Sep. 1942).
79. Cyril Stanley Smith and Earl W. Palmer: Some Effects of Copper in Malleable Iron. *Metals Technol.* (Feb. 1935).
80. H. Blomberg: The Influence of Slag Inclusions on the Quality of the Welded Joint in Electrical Resistance Butt Welding. *Z. Ver. deut. Ing.*, *77* (May 6, 1933).
81. J. S. Smart, Jr. and A. A. Smith, Jr. Effect of Some Elements on Some Properties of Copper. *Metals Technol.* (Sep. 1945).
82. G. Sachs, A. W. Dana and L. J. Ebert: Influence of Inclusions on Properties of Sand Cast Aluminum-Base Alloys. *Am. Foundrymen's Assoc.*, Preprint No. 46—26 (1947), 7 pages.
83. J. S. Smart, Jr. and A. A. Smith, Jr: Effect of Certain Fifth-Period Elements on Some Properties of High-purity Copper. *Metals Technol.* (June 1943).
84. B. Matuschka: Non-Metallic Inclusions in Ferro-Alloys. *J. Iron Steel. Inst.* (London), *131* (1935).
85. D. P. Bogatzky: Oxide Inclusions of Iron and Manganese in Steel. *Metallurg.* (No. 7, 1933).
86. H. D. Phillips: Inclusions in Acid Electric Steel. *Foundry*, *61* (May 1933).
87. John Chipman and Ta Li: Equilibrium in the Reaction of Hydrogen with Iron Sulphide in Liquid Iron and the Thermodynamics of Desulphurization. *Trans. A. S. M.* (June 1937).
88. D. W. Murphy: Behavior of Steel in Sulphur-containing Atmospheres at Forging Temperatures. *Trans. A. S. S. T.* (June 1933).
89. F. Wüst und N. Kirpach: Determination of Slag in Steel. *Mitt. Kaiser Wilhelm-Inst. Eisenforsch. Düsseldorf*, *1* (1920).
90. J. E. Stead: Iron, Carbon and Phosphorus. *J. Iron Steel Inst.* (London) (1900 II; 1915 I; 1918 I).
91. Bradley Stoughton: *The Metallurgy of Iron and Steel*, 4th Ed., McGraw-Hill Book Co., New York (1934).
92. J. D. Fast: The Influence of Impurities on the Properties of Metals. *Metalen*, *7* (Jan. 15, 1952) 2—12; (Jan. 31, 1952) 23—27; (Feb. 15, 1952) 48—50; in Dutch.
93. Josef Teindl: Phosphorus in Tin Plate in Soviet Practice. *Hutnické Listy*, *6* (Nov. 1951) 546—549- in Czech.

94. Otto Krifka: Harmful Inclusions in Certain Kinds of Special Steels. *Rev. Mét.* (Dec. 1951) 895—909.
95. E. S. Kudelia and A. S. Demianchak: Determination of Phosphorus in Steel by the "Steeloscope", *Doklady Akad. Nauk S. S. S. R.*, [N. S.] *83* (March 21, 1952) 397—398; in Russian.
96. N. A. Penin and K. V. Astahov: Effect of Impurities on the Electrical Properties of Selenium. *Eng. Chem. Digest. 1* (July 1949) 27—30.
97. P. Cattier, Ch. Dubois, J. Bleton, and P. Bastien: Distribution of Inclusions in Forged Steel; Relation to Macroscopic and Microscopic Structures. *Metal Treatment and Drop Forging, 17* (Spring 1950) 47—52.
98. C. H. Desch: The Effect of Impurities on the Properties of Metals. Inst. *Mining Met. Symposium* (1950) 9—24.
99. Tetsutaro Mitsuhashi, Kazuo Katori, Manabu Ueno, and Kingo Naoki: Effect of Impurities in Zinc Alloys on their Castability. *I. J. Casting Inst. Japan, 21* (No. 2, 1949) 2—10; in Japanese.
100. H. Chossat: Influence of Impurities on the Recrystallization of High-Purity Aluminum. *Rev. mét., 47* (March 1950) 167—182; in French.
101. Truman H. Kennedy: Studies Relating to the Control of Sulphur in the Production of Pig Iron. *Iron Steel Engr., 26* (Aug. 1949) 96—97.
102. Jean Guillamon: Desulfurization of Cast Iron by Sodium Carbonate. *Fonderie* (Sep. 1950) 2186—2187; in French.
103. M. Lacomble and J. Varetto: The Determination of Inclusions. *Rev. mét., 48* (March 1951) 199—204; in French.
104. C. H. Desch: The Effect of Impurities on the Properties of Metals. *Bull. Inst. Mining Met.* (Aug. 1949) 17—28; discussion pp. 28—30.
105. Kurt Born: Composition and Form of Nonmetallic Inclusions in Electric Arc Welding. *Stahl u. Eisen, 74* (No. 13, June 17, 1954) 822—831; discussion p. 831; in German.
106. Alan R. Powell: Problems in the Production of Some of the Rarer Metals. *Inst. Mining Met., Symposium on Refining Non-Ferrous Metals* (July 1949), Preprint No. 4.
107. H. J. Miller: The Fire Refining of Copper. *Inst. Mining Met., Symposium on Refining Non-Ferrous Metals* (July 1949), Preprint No. 6.
108. Frank A. Green: The Refining of Lead and Associated Metals at Port Pirie, South Australia. *Inst. Mining Met., Symposium on Refining Non-Ferrous Metals* (July 1949), Preprint No. 9.
109. Stanley Robson: Refining of Zinc. *Inst. Mining Met., Symposium on Refining Non-Ferrous Metals* (July 1949), Preprint No. 10.
110. A. E. Richards: The Refining of Gold and Silver. *Inst. Mining Met., Symposium on Refining Non-Ferrous Metals* (July 1949), Preprint No. 2.
111. Alan R. Powell: The Refining of Bismuth. *Inst. Mining Met., Symposium on Refining Non-Ferrous Metals* (July 1949), Preprint No. 3.
112. P. S. Bryant: Cobalt Refining at Rainham Works of Murex, Ltd. *Inst. Mining Met., Symposium on Refining Non-Ferrous Metals* (July 1949), Preprint No. 17.
113. R. Zoja: Nonmetallic Inclusions in Ferrochromium. *Rev. mét., 48* (Aug. 1951) 631—638; in French.
114. Franz Eberhard Wittig: Inclusions Consisting of Different Heavy-Metal Aluminides. *Z. Metallkunde, 41* (Nov. 1950) 394—395; in German.
115. G. Derge and S. Marshall: Control of Sulphur in Steel Making. *J. Metals* (July 1951) 511—516.
116. Axel Hultgren and Erik Hagglund: Carbide and Oxide in Surface Zones of Carburized Alloy Steels. *Trans. A. S. M., 39* (1947) 820—837; discussion pp. 837—842
117. R. B. Snow: Identification of CaO—MgO Orthosilicate Crystals, Including Merwinite ($3CaO.MgO.2SiO_2$), through the Use of Etched Polished Sections. *Metals Technol., 14, Tech. Publ. No. 2167* (June 1947).
118. K. P. Bunin and A. V. Chernovol: The Form of Temper Carbon Inclusions in Magnesium Cast Iron. *Doklady Akad. Nauk S. S. S. R.*, [N. S.] *95* (No. 4, April 1, 1954) 785—787; in Russian.
119. Adam Skapski, Adam Bielanski and Marek Sobieski: Rapid Electrolytic Method of Determination of Silica Inclusions in Steel. *Rev. mét., 43* (July-Aug. 1946) 229—233; in French.
120. G. Sandoz and H. E. Stauss: Note on Contamination of Silicon Ingots. *J. Metals, 5* (May 1953); *Trans. A. I. M. E., 197* (1953) 653.

121. S. Feigenbaum: Use of Manganese Sulphide to Improve Hot-Workability. *Open Hearth Steel, 35* (1952) 139—141.
122. Metallic Impurities in Steel. *Iron Age, 156* (Dec. 6, 1945) 71.
123. Impurities in Copper. I. *Metal Ind.* (London), *68* (Feb. 1, 1946) 93—94.
124. Paul Bastien: Influence of the Increase in Grain-Size of Crystallization, of the Constituents not in Solid Solution, and of the Impurities on the Forgeability of Light Alloys. *Métaux & corrosion, 21* (Aug. Sep. 1946) 105—119; in French.
125. H. Richaud: The Effect of the Method of Casting on Distribution of Impurities in Aluminum and on the Appearance after Anodic Oxidation. *Rev. mét., 51* (No. 1, Jan. 1954) 13—16; in French.
126. Effect of Sulphur in Cast Steel. *Ind. Heating, 14* (May 1947) 784.
127. Influence of Copper on the Properties of Cast Irons. *Fonderie, No. 96* (Jan. 1954) 3825—3829.
128. K. H. Lieser and H. Witte: Solubility of Hydrogen in Alloys, Part I. Method of Measuring and Investigation of $MgCu_2$—$MgZn_2$ and $MgNi_2$—$MgZn_2$ Systems. *Z. physik. Chem., 202* (No. 5—6, Jan. 1954) 321—351; in German.
129. W. J. Williams: The Influence of Low Percentages of Certain Elements on the Microstructure of Pure Iron-Carbon Alloys and Cast Irons. *J. Iron Steel Inst.* (London), *164* (April 1950) 407—422.

Doplňky literatury ke kapitole V

Sestavili inž. B. a inž. T.

130. A. Šmrhová a J. Janáček: Nitrid hliníku v oceli a jeho stanovení. Hutnické listy XVI (1961), č. 6, str. 430.
131. M. Šícha: Methodika analytického určování plynů a nekovových vměstků v oceli. Hutnické listy VI (1951), č. 10, str. 470/484 a 590/594.
132. A. Fiala: Vzorkování tekuté oceli pro studium vměstků. Hutnické listy XIV (1959), č. 5, str. 454/456.
133. M. Šícha: Výzkum nekovových vměstků v oceli. Hutnické listy VIII (1953), č. 10, str. 506/512 a č. 11, str. 567/577.
134. Z. Kadeřávek: Možnosti snížení výskytu a nepříznivého účinku vměstků. Hutnické listy XII (1957), č. 1, str. 9/20.
135. V. Dušek: Ocel pro valivá ložiska. Hutník 6 (1956), č. 1, str. 9/11.Diskusní příspěvek: Hutník 6 (1956), č. 9, str. 276/278.
136. J. Čadek a spol.: Určování původu nekovových vměstků v oceli pomocí radioaktivního isotopu Ca^{45}. Hutnické listy XIV (1959) str. 478/484.
137. T. Myslivec a spol.: Vliv jakosti keramických licích kanálků na mikročistotu oceli na vagónové obruče. Hutnické listy XVI (1961), č. 2, str. 94/102.
138. J. Skála a D. Tlustá: Nekovové vměstky v oceli. Hutník 7 (1957), č. 2, str. 42/47.
139. V. Zedník: Příspěvek k otázce vměstků v oceli. Hutnické listy IV (1949), č. 10 a 11, str. 519/324 a 360/364.
140. B. Otta a J. Teindl: Tloušťka plechu a čistota oceli, posuzované podle zkoušky na lisu. Ostrava, Sborník věd. prací VŠB 4 (1958), č. 2, str. 117/119.
141. L. Kuchař a V. Vondrášek: Vztah vměstků k pevnostním hodnotám uhlíkové oceli. Ostrava, Sborník věd. prací VŠB 5 (1959), č. 2, str. 185/190.
142. M. Mandl, J. Skála, F. Pobořil: Vliv způsobu desoxydace na charakter nekovových vměstků a mechanické vlastnosti oceli. Hutnické listy XV (1960), č. 2, str. 109/119.
143. V. Košelev a S. Burda: Vliv nekovových nečistot v oceli na vznik vad ve výkovcích a odlitcích. Hutník 11 (1961), č. 8, str. 373/377 a č. 9, str. 429/436.
144. F. Pawlik a D. Seeger: Einfluß der Einschlüsse auf Wattverluste der Transformatorenbleche. Arch. f. Eisenhüttenwesen 1960, č. 8, str. 485/490.
145. J. Duda: Příspěvek k výrobě oceli pro valivá ložiska. Hutnické listy XV (1960), str. 20/25.
146. Z. Eminger a F. Kinský: Výsledky pokusů lití do vakua. Hutnické listy XI (1956), č. 6, str. 343/355.
147. Vměstky v oceli. Hutnické aktuality, sv. 20. Praha, SNTL, 1960.
148. T. Myslivec a A. Šmrhová: Vliv odkysličování zirkonsiliciem na množství nekovových vměstků a vlastnosti oceli. Hutnické listy XVII (1962), č. 4, str. 249/256.

149. T. Myslivec: Vliv jednotlivých a komplexních desoxydačních přísad na základě manganu, křemíku a hliníku na množství a uspořádání nekovových vměstků v oceli. Hutnické listy XII (1957), č. 11, str. 989/1000.
150. Z. Motloch a T. Myslivec: Rozložení nekovových vměstků a jejich souvislost se vznikem sedimentačního kužele v ingotu. Hutnické listy XI (1956), č. 4, str. 253/257.
151. M. Apfelböck: Tavení těžkých a lehkých kovů podle dnešního stavu techniky. Hutník 2 (1952), č. 2, str. 50/57.
152. A. Valášek: Boj s plyny a kysličníky v tavírnách hliníku. Hutník 2 (1952), č. 3, str. 71/75.
153. J. Trapl: Fosfor, nepřítel jakosti oceli. Hutník 2 (1952) č. 5, str. 110/113.
154. A. Valášek: Boj s plyny a kysličníky v tavírnách hliníku. Hutník 2 (1952), č. 5 a 8, str. 100/103 a 165/172.
155. J. Trapl: Plyn — zákeřný nepřítel oceli. Hutník 3 (1953), č. 1, str. 8/9.
156. M. Šícha: Vliv zbytkových prvků a plynů na jakost ocelových výrobků. Hutnické listy IX (1954), č. 7, str. 386/397.
157. V. Jareš: Metalografie neželezných kovů. Praha, ČSAV, 1955.
158. F. Beneš: Vliv arsenu na vlastnosti oceli. Hutnické listy XII (1957), č. 1, str. 85/96.
159. Z. Eminger a Z. Kletečka: Význam vakua pro slévárenskou praxi. Slévárenství 6 (1958), č. 11, Práce čs. výzk. slév. 1958, č. 10, str. 63/70.
160. A. Bichler a spol.: Vliv zkrácení doby čistého varu v zásadité peci SM na jakost oceli. Hutnické listy XV (1960), č. 2, str. 101/109.
161. S. Burda a A. Lüftner: Vliv vodíku na výskyt vad u velkých výkovků ze slitin hliníku. Hutnické listy XIV (1959), č. 1, str. 17.
162. B. Otta a J. Teindl: Vliv manganu na hlubokotažnost ocelového plechu: Hutník 10 (1960), č. 9, str. 351/354.
163. N. Chvorinov: Snížení obsahu vodíku v oceli tavené v elektrické peci. (Hutnické listy XIII (1958), č. 5, str. 402—406.
164. F. Beneš a D. Tlustá: Arsen a fosfor ve vysokolegovaných chromových a chromniklových ocelích. Hutnické listy XV (1960) č. 12, str. 925/936.
165. Z. Motloch: Vakuové odplynění tekuté oceli. Praha, SNTL, 1960.
166. L. Georgiev a I. Kašík: Vliv síry v topném oleji na obsah síry v hotové oceli z SM pecí. Hutnické listy XVI (1961), č. 4, str. 231/240.
167. J. Duda: Vliv obsahu síry na jakost bezešvých trubek. Hutnické listy XVII (1962), č. 6, str. 390/395.
168. I. Petrman a I. Kašík: Zlepšení jakosti oceli pro valivá ložiska elektrostruskovým přetavováním. Hutnické listy XV (1960), č. 11, str. 839/851.
169. M. Šícha: Příspěvek k určení původu makroskopických vměstků. Hutnické listy XVII (1962), č. 7, str. 479/489 a č. 8, str. 537/543.
170. O. Bohuš: O vlivu oduhličovací rychlosti na jakost martinské tavby. Hutnické listy XVII (1962), č. 8, str. 533/537.

Kapitola VI

ODUHLIČENÍ OCELI

I. ÚVOD

ASM Metals Handbook 1948 definuje oduhličení jako „ztrátu uhlíku z povrchových vrstev slitin železa následkem ohřevu v prostředí, které reaguje s uhlíkem". Tato definice nezahrnuje však oduhličení při ohřevu ve vakuu, které je způsobeno reakcí okují se základním kovem. Nebezpečí oduhličení povrchu oceli se vyskytuje při všech ohřevech na vysokou teplotu v okysličujících atmosférách, neprovedeme-li zvláštní ochranná opatření. Plný rozsah poškození oceli lze zjistit pouze mikroskopicky. V mikroskopu vidíme, kolik uhlíku se odstranilo z oceli oduhličením *(obr. 98* a *99)*. Oduhličí-li se např. pérový ocelový drát pouze jednostranně *(obr. 100)*, mohou při tažení vzniknout příčné trhliny, protože pevnost oduhličeného povrchu drátu je menší než povrchu drátu neoduhličeného. Rovněž při kalení není následkem oduhličení povrchu zakalení rovnoměrné. Oduhličení hlavy kolejnice má za následek rychlé opotřebení běžné dráhy a kolejnici je nutno vyměnit.

Oduhličení může způsobit kyslík, kysličník uhličitý (CO_2), vlhkost, vlhký vodík a některé uhlovodíky.

Mezi železem, kysličníkem uhličitým a vodní párou probíhají tyto reakce [12]:

$$Fe + CO_2 \rightleftarrows FeO + CO \qquad (1)$$

$$Fe + H_2O \rightleftarrows FeO + H_2 \qquad (2)$$

Nauhličování a oduhličování probíhá podle těchto reakcí [12]:

$$C + CO_2 \rightleftarrows 2\,CO \qquad (3)$$

$$C + H_2O \rightleftarrows CO + H_2 \qquad (4)$$

$$C + 2\,H_2 \rightleftarrows CH_4 \qquad (5)$$

Začne-li oduhličování teprve potom, když již na povrchu vzniklo okysličováním určité množství okují, další oxydační reakce se značně zpomalí [17].

Hloubka oduhličení závisí na atmosféře, v níž probíhá ohřev, na teplotě a době ohřevu. Největší šířka feritového pásma byla zjištěna po oduhličování, které proběhlo při teplotě blízké A_3 [4].

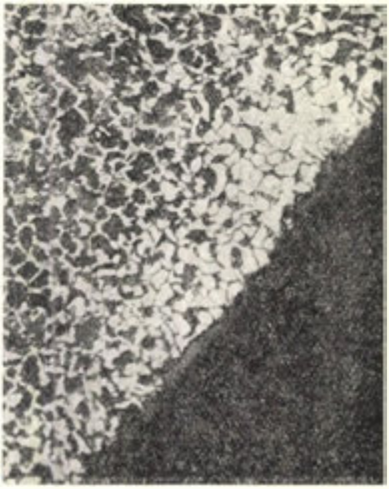
Při zkoumání účinku cementačních zásypů se zjistilo, že mohou nauhličovat nebo oduhličovat podle toho, jaký katalyzátor byl přidán do směsi a jaká byla teplota ohřevu.

Zajímavým jevem při oduhličování je tvoření sloupkovitých krystalů feritu v oduhličené vrstvě *(obr. 101)*. Je známo, že sloupkovité krystaly rostou v ingotech ve směru odvodu tepla, tj. kolmo na izotermické plochy. Nejpříznivější podmínky



zvět. 130 ×

Obr. 98. Oduhličený povrch drátu



zvět. 130 ×

Obr. 99. Oduhličený povrch drátu

pro takový růst krystalů si můžeme představit jako růst krystalu ve sloupci tekutého kovu stojícího na podložce, dobře odvádějící teplo, a s neustálým přívodem tekutého kovu na čelo rostoucího krystalu. Praktické uskutečnění tohoto schématu představuje např. pochod „Eldred" pro kontinuální lití kovových tyčí do chlazené kokily. Při tomto způsobu by se mohlo očekávat, že krystaly porostou neustále do délky tak dlouho, dokud bude tyč vytahována z formy. Růst krystalů se však po určité době zastaví a na původních krystalech začnou růst nové.*) Krystalizační pochod je zřejmě prostorově omezen a růst krystalů nemůže přesáhnout určitou mez *(obr. 101)*.

Růst feritových zrn v oduhličené vrstvě oceli je ovšem odlišný od krystalizace ingotu, kde na něj působí pouze teplotní spád. V oduhličeném feritickém povrchu působí na růst zrn také tepelný tok směrem k povrchu a difúze atomů uhlíku proti směru růstu krystalů.

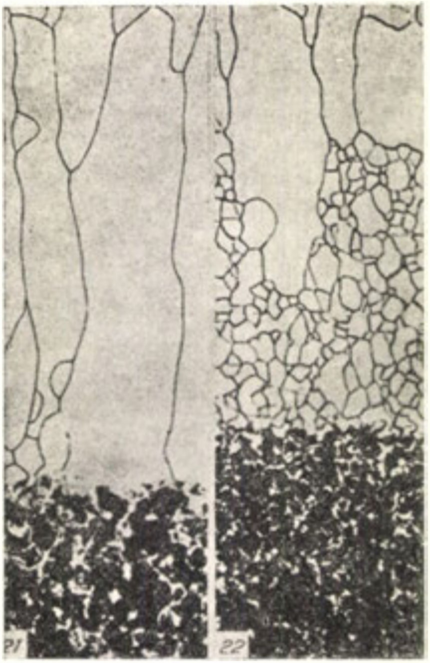
Podle závěrů J. A. WEBBERA [5] nenastává oduhličení současně s okujením. Vy-



zvět. 130 ×

Obr. 100. Patentovaný drát prasklý při tažení

*) Příklad kontinuálního lití „Eldred" není v daném případě zcela vhodný, protože teplo se neodvádí ve směru odlévání tyče, nýbrž kolmo na něj, protože se tyč odlévá do chlazené prstencovité kokily (krystalizátoru) bez dna. Definované předpoklady splňuje lépe výroba monokrystalů vytahováním z taveniny nebo pásmovým přetavováním ve svislé poloze, které umožňuje výrobu monokrystalů velmi značné délky. — Pozn. překl.



zvět. 100 ×

Obr. 101. Sloupkovité krystaly feritu vzniklé při oduhličení. Ocel oduhličovaná 50 hod. při 730 °C v atmosféře vodíku nasyceného vodní párou

(Snímek Rowlanda a Upthegrovea)

světluje to těmito okolnostmi: 1. část povrchu s normálním obsahem uhlíku byla nejdříve okujena; 2. okuje do jisté míry chrání ocel; 3. může rozhodovat přítomnost vodíku, který ve spojení s vodní párou velmi silně oduhličuje.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Z. Volf [34] uvádí, že oduhličení předchází okysličování oceli. Je-li rychlost okysličování menší než rychlost difúze uhlíku, vzniká pod vrstvou okují vrstva oduhličeného kovu. Je-li rychlost okysličování větší než rychlost difúze uhlíku, přechází oduhličená vrstva ihned v okuje. Po odstranění okují má pak povrchová vrstva kovu téměř stejné složení jako základní materiál. Vzájemný vztah oduhličení a okysličování je dán teplotou, dobou, pecní atmosférou a chemickým složením oceli. — (Konec doplňku)

*

II, PŘEHLED PODMÍNEK VEDOUCÍCH K ODUHLIČENÍ

a) W. E. Jominy zjistil, že průměrná *hloubka oduhličení* je menší při větším obsahu kyslíku v pecní atmosféře a že *oduhličování je intenzivnější*, když se atmosféra změní na *redukčnější* [1].

b) Kysličník uhličitý má malou oduhličovací schopnost, ačkoli probíhá reakce:

$$Fe_3C + CO_2 \rightleftarrows 3\,Fe + 2\,CO \qquad (6)$$

Technický kysličník uhličitý obsahuje však obvykle stopy jiných plynů, např. CO, CH_4, H_2 a N_2, které oduhličování urychlují (E. E. Slowter a B. W. Gonser v diskusi k [5]).

c) Kysličník uhelnatý se obvykle pokládá podle rovnice (6) za plyn, který nauhličuje. H. W. McQuaid [18] však uvádí, že se kysličník uhelnatý při vysokých teplotách rozkládá za vylučování volného uhlíku a rozkladem vzniklá *směs plynů* $CO + CO_2$ může *oduhličovat oceli* s větším obsahem uhlíku. Aby směs neoduhličovala, musí být kysličník uhelnatý přítomen ve větším množství.

J. A. Webber [5] tvrdí v závěru své práce, že při každé teplotě, při níž se provádí tepelné zpracování, je s daným obsahem uhlíku v oceli v rovnováze zcela určitá směs $CO + CO_2$ a $CH_4 + H_2$.

d) Podle W. E. Jominyho [1] je *suchý vodík* k oceli *netečný*, ale za přítomnosti malého množství vodní páry velmi účinně oduhličuje. Stačí 0,05 % vlhkosti, aby vodík účinně oduhličoval.

C. R. Austin konal pokusy, které ukázaly, že vodík s kritickým množstvím vodní páry (352 mg vodní páry na 1 m^3 vodíku) neoduhličuje.

e) *Vodní pára oduhličuje velmi silně*, zvláště je-li přítomna v malém množství ve směsi s jinými plyny [1]. Nasycená vodní pára sama o sobě není tak účinným oduhličovadlem jako malé množství páry ve směsi s vodíkem nebo dusíkem.

f) Kysličník siřičitý nezpůsobuje nauhličení ani oduhličení, ale urychluje okujení.

g) Oduhličování probíhá rychleji při normálních kalicích teplotách, spaluje-li se plyn v pecích tak, že pecní atmosféra je redukční [5].

h) Dřevěné uhlí oduhličuje ocel při teplotě 790 °C a přítomnost vlhkosti oduhličování urychluje. Vzorek oceli se v zásypu vlhčeného dřevěného uhlí povrchově oduhličil téměř na čistý ferit [5].

i) Pokusy oduhličování oceli za přítomnosti katalyzátorů (uhličitanů a chloridů) potvrdily teorii, že katalyzátory mohou mít vliv na rychlost reakcí.

j) A. Hultgren [8] uvedl, že rychlořezná ocel se oduhličila po ohřevu v solné lázni chloridu barnatého nebo směsi chloridu barnatého s chloridem draselným, která byla v šamotovém kelímku. Tloušťka feritového pásma na povrchu vzorku rychlořezné oceli ponořené do solné lázně ohřáté na 1310 °C po dobu 5 minut byla 0,03 mm i více.

k) Při volbě prostředků, které mají sloužit k omezení okujení, je třeba postupovat opatrně, protože některé metody na omezení okujení zvětšují oduhličení oceli [5].

III. ZJIŠŤOVÁNÍ ODUHLIČENÍ

a) Hloubku oduhličení lze stanovit mikroskopem. Abychom na výbrusu zachovali hranu vzorku, má se zalisovat do bakelitu nebo lucitu.*) Mikroskopická zkouška stanoví oduhličení velmi přesně.

b) A. Hultgren [8] zkoušel oduhličující účinky lázní pro kalicí ohřev rychlořezné oceli (18—4—1) tím způsobem, že do lázně ohřáté na kalicí teplotu ponořil na dobu 5 minut hladce opracované vzorky délky 63 mm, potom je kalil do oleje, rozbrousil a studoval pod mikroskopem.

c) Stupeň oduhličení lze zjišťovat úbytkem váhy oceli austenitizované za vysoké teploty po určitou dobu v oduhličující atmosféře [12].

d) Naleptání vyleštěného povrchu výbrusu 5% kyselinou dusičnou v alkoholu zabarví oduhličené pásmo mnohem méně než jádro.

e) Oduhličená ocel je po zakalení měkká a můžeme ji poškrabat a pilovat.

IV. NÁCHYLNOST OCELÍ K ODUHLIČENÍ

a) D. H. Rowland a C. Upthegrove [4] zjistili, že se hrubozrnné oceli oduhličují za jinak stejných podmínek do větší hloubky než oceli jemnozrnné.

b) Oduhličování nastává prakticky ve všech plynech a plynových směsích, pokud nejsou nauhličující (karburující). Oduhličení nezabrání např. ani velmi čistý dusík nebo velmi pečlivý zábal kalených předmětů do litinových třísek. Pouze směsi vodíku s metanem jsou zcela neutrální.

c) Oduhličování chrómniklových slitin na topné odpory ve vysokém vakuu kysličníky přítomnými na jejich povrchu studovali Gulbransen, Wysong a Andrew [9]. Jejich pokusy byly provedeny v rozmezí teplot 800 až 925 °C.

d) Mezi složením slitinových ocelí s přísadou Ni, Cr, Mn, Si, W, Mo, V, Sn a Cu

---

*) Nejvýhodnější je výbrus tvrdě elektrolyticky pochromovat; pouhé zalisování nebo zalití do plastické hmoty nezabrání účinně zaoblení hran výbrusu. — Pozn. překl.

a stupněm oduhličení se nezjistila při zkouškách v proudu vodíku v rozmezí teplot 700 až 1000 °C žádná závislost.

e) Oceli molybden-vanadové, molybden-kobaltové, wolfram-kobaltové, nástrojová ocel s 12 % Cr a vysokým obsahem C, samokalitelná 5 % chrómová ocel a některé křemíkové oceli mají značný sklon k oduhličování a je třeba je chránit při ohřevu, např. ohřevem v solných lázních, ochranných atmosférách nebo zábalem (podvýbor ASM pro nástrojové oceli, ASM Metals Handbook 1948).

V. ŠKODLIVÉ ÚČINKY ODUHLIČENÍ

O některých škodlivých účincích oduhličení jsme se již zmínili v I. oddíle této kapitoly.

a) HANKINS a FORD [14] zkoumali vliv oduhličení na mez únavy křemíkomanganových a chrómovanadových pružinových ocelí. Zjistili, že oduhličení značně snižuje mez únavy, což platí pro řadu dalších ocelí, uváděných jinými prameny. Při provádění zkoušek únavy je důležité, aby zkušební tyče byly stejně opracovány a vyleštěny, aby se zabránilo zkreslení výsledků vlivem možných povrchových vad a nerovnoměrností.

b) Ohřev manganové austenitické oceli může způsobit povrchové oduhličení a částečný úbytek manganu. Následkem těchto změn povrchového složení oceli nevznikne tvářením povrchu při provozu rovnoměrná martensitická struktura a na povrchu mohou za provozu vznikat trhlinky.

c) Oduhličení je příčinou vzniku hrubého povrchu (označovaného např. „pomerančová kůra") na hlubokotažné pásové oceli. Takto znehodnocený materiál nelze s úspěchem lisovat.

VI. ZÁBRANA A NÁPRAVA ODUHLIČENÍ

a) Aby se zabránilo oduhličení, doporučují se ohřevy v solných lázních, ochranných atmosférách a zábalech (zásypech).

b) Výrobci pecí vyvinuli několik metod na získávání ochranných atmosfér. U jedné konstrukce pro lesklé žíhání (podle AUSTINA) se atmosféra vyrábí rozkladem čpavku a vysoušením vznikající směsi vodíku a dusíku. Do žíhací pece se plyn přivádí s malým kritickým množstvím vodní páry [5].*)

c) M. H. MAWHINNEY [25] doporučuje k omezení oduhličení (a okujení) tato opatření: 1. veškeré ohřevy provádět při nejnižších možných teplotách a po co nejkratší doby; 2. udržovat v pecním prostoru přetlak, aby se zabránilo pronikání vzduchu; 3. volit palivo s malým obsahem vodíku a 4. nastavit poměr vzduchu a paliva tak, aby spaliny byly poněkud oxydační.

d) Čistý dusík a zásyp do litinových třísek zabraňují prakticky jakémukoli oduhličení.

e) Elektrodová solná lázeň na kalení rychlořezné oceli byla popsána HULTGRENEM [8].

f) Aby se zabránilo oduhličení a úbytku manganu při ohřevu austenitické manganové oceli, chráníme ji zásypem nebo povlaky.

*) Stručné poučení o ochranných atmosférách je v knize J. KORECKÝ: Tepelné zpracování železných a neželezných kovů (Praha, SNTL, 1960, str. 325 až 332). — Pozn. redaktora.

Oduhličení lze také zabránit ochrannými nátěry, jejichž základní složkou bývá borax, kyselina boritá a chlorid barnatý. Tyto nátěry se volí zejména při ohřevu nástrojů [32].

g) Oduhličený povrch výkovků se před kalením obrábí na místech, kde jsou požadovány výborné mechanické vlastnosti.

Místní oduhličení povrchu pružinového drátu může být příčinou jeho trhání při tažení průvlakem.

Kolejnice s oduhličeným povrchem se za provozu rychle opotřebují a musí se vyměňovat.

U nástrojů a některých jiných výrobků, u nichž nemůžeme připustit snížení tvrdosti na pracovním povrchu, může být i velmi malé oduhličení, jako např. na *obr. 102*, škodlivé. Naproti tomu u konstrukční oceli a běžné válcované nebo kované oceli, kde se pracovní průřezy volí s velkou bezpečností, nemá malé povrchové oduhličení prakticky žádný význam.



skut. vel.

Obr. 102. Bronzová tyč litá pochodem Eldred. Krystaly rostou rovnoběžně s osou tyče

Klíč k seznamu literatury

Obecné podmínky pro oduhličování: [27], [35], [36]
Oduhličení při žíhání: [28], [30]
Oduhličení slitinových ocelí: [9], [17], [19], [33]
Oduhličení, vliv na mechanické vlastnosti: [14], [36]
Oduhličení, vliv na mez únavy: [7], [15]
Vliv konstrukce pecí: [25], [31], [32]
Vliv metanu: [21]
Vliv obsahu uhlíku: [26]
Vliv pecní atmosféry: [1], [2]
Vliv teploty: [1], [3]
Vliv velikosti zrna: [4]
Vliv vodíku: [33]
Vliv vodní páry: [6], [21]
Zjišťování oduhličení mikroskopicky: autor
Zjišťování oduhličení změnou váhy: [23]

LITERATURA KE KAPITOLE VI

1. W. E. Jominy: The Surface Decarburization of Steel at Heat Treating Temperatures. *Univ. Mich. Eng. Research Bull. No. 18* (March 1931).
2. D. W. Murphy and W. E. Jominy: The Influence of Atmosphere and Temperature on the Behavior of Steel in Forging Furnaces. *Univ. Mich. Eng. Research Bull. No. 21* (Oct. 1931).
3. Clair Upthegrove: Scaling at Heat-Treating Temperatures. *Metal Progr., 23* (June 1933).
4. D. H. Rowland and Clair Upthegrove: Grain Size and its Influence on Surface Decarburization of Steel. *Trans. A. S. M., 24* (March 1936).
5. John A. Webber: Furnace Atmospheres and Decarburization. *Trans. A. S. M., 26* (No. 2, June 1938).
6. C. R. Austin: A Study of the Effect of Water Vapor on the Surface Decarburization of Steel by Hydrogen with Certain Developments in Gas Purification. *Trans. A. S. M., 22* (No. 1, Jan. 1934).
7. C. R. Austin: Effect of Surface Decarburization on Fatigue Properties of Steel. *Metals & Alloys, 2* (Sep. 1931).
8. Axel Hultgren: The Electrode Salt Bath for Hardening High Speed Steel. *Trans. A. S. M., 25* (Dec. 1937).

9. E. A. Gulbransen, W. S. Wysong and K. Andrew: Decarburization of Chrome Nickel Alloys by Their Surface Oxides in High Vacua and at Elevated Temperatures. *Metals Technol.* (Sep. 1948).
10. J. R. Gier and Howard Scott: Bright Hardening of Tool Steels without Decarburization or Distortion. *Trans A. S. M.* (Sep. 1940).
11. E. E. Slowter and B. W. Gonser: An Experimental Study of Gases for Controlled Atmospheres in the Heat Treatment of Steel. *Metals & Alloys, 8* (1937).
12. Ivor Jenkins: Controlled Atmospheres from City Gas for the Heat Treatment of Steel. *Metals Technol.* (Jan. 1947).
13. W. Baukloh and H. Guthmann: Decarburization of Some Alloy Steels by Hydrogen. *Arch. Eisenhüttenw., 9* (1935).
14. G. A. Hankins and G. W. Ford: The Mechanical and Metallurgical Properties of Spring Steel as Revealed by Laboratory Tests. *J. Iron Steel Inst.* (London), *119* (1929 I).
15. G. A. Hankins, M. L. Becker and H. R. Mills: Further Experiments on the Effect of Surface Conditions on the Fatigue Resistance of Steel. *J. Iron Steel Inst.* (London), *133* (1936).
16. G. Burns: The Properties of Some Silico-Manganese Steels. *J. Iron Steel Inst.* (London), *125* (1932 I).
17. W. A. Schlegel: Surface Carbon Chemistry and Grain Size of 18-4-1 High Speed Steel. *Trans. A. S. M.* (Sep. 1941).
18. H. W. McQuaid; Gas Carburizing. *Metal Progr., 26* (July 1934).
19. R. W. Dayton: An Investigation of Methods of Decarburizing Iron-Nickel-Chromium Alloys. *Rensselaer Polytech. Inst. Bull., Eng. and Sci. Ser. No. 41* (April 1933).
20. L. R. Jackson and T. E. Pochapsky: The Effect of Composition on the Fatigue Strength of Decarburized Steel. *Trans. A. S. M., 39* (1947).
21. Henry M. Heyn: Influence of Water Vapor and Methane on the Heat Treatment of Steel in a CO—H_2 Gas Atmosphere. *Metal Progr., 52* (Aug. 1947) 232—237.
22. J. H. Andrew and G. T. Richardson: An Investigation of Spring Steels. *J. Iron Steel Inst.* (London), *131* (1935 I).
23. R. W. Gurry: Weight Change as a Criterion of Extent of Decarburization and Carburization. *Metals Technol.* (June 1942).
24. A. S. M., Sub.-Committee on Tool Steel. — The Selection of Tool Steel. *Metals Handbook* (1948) 658—659
25. M. H. Mawhinney: *Practical Industrial Furnace Design*, 4th Printing, John Wiley & Sons, New York (1948).
26. C. A. Siebert: The Effect of Carbon Content on the Rate of Oxidation of Steel in Air at High Temperature. *Trans. A. S. M., 27* (No. 3, Sep. 1939).
27. L. A. Danse: Surface Decarburization. *Steel, 106* (Feb. 5, 1940).
28. H. A. Schwartz and James Hedberg: Decarburization During Annealing of Malleable Iron. *Trans. A. S. M., 39* (1947).
29. Earl Ingerson: Testing Gun Steel and Other Alloys and Metals for Resistance to Surface Cracking. *Metals Technol.* (Aug. 1947).
30. H. A. Schwartz and James Hedberg: Decarburization during Annealing of Malleable Iron. *Trans. A. S. M., 39* (1947) 61—72; discussion, pp. 70—72.
31. M. Archard: Decarburization in a Basic Electric Arc Furnace. *Centre document. sidérurg., Circ. inform. tech., 6* (Feb. 1949) 71—82; in French.
32. V. F. Kopytov, G. F. Kopytova and P. V. Sorokin: Decarburization of Steel in Direct Fired Furnaces. *Věstnik Mašinostrojenija,* 34 (No. 3, March 1954) 36—40; in Russian.
33. Kurt Lücke: The Temperature Dependence of Decarburization of Steel by Hydrogen. *Arch. Eisenhüttenw., 25* (Nos. 3—4, March-April 1954) 181—185; in German.

Doplňky literatury ke kapitole VI

Sestavili inž. B. a inž. T.

34. Z. Volf: Vady válcovaných předvalků způsobené nesprávným ohřevem ingotů. Hutník 6 (1956), č. 6, str. 231/238.
35. J. Korecký: Oduhličení, nepřítel jakostní výroby. Hutník 1 (1951), č. 1, str. 17/18.
36. J. Korecký: Tepelné zpracování železných a neželezných kovů. Praha, SNTL, 1960.

Kapitola VII

OKUJENÍ

I. VZNIK OKUJÍ, PUCHÝŘE

Vrstvu kysličníků vznikajících na povrchu kovu při ohřevu na vysokou teplotu na vzduchu nebo v jiné okysličující atmosféře nazýváme *okujemi*.

Hloubka okysličení závisí ve značné míře na povaze okují, jejich struktuře, chemickém složení a teplotě tání. Váha kovu „x" převedeného na kysličníky může být vyjádřena rovnicí paraboly:

$$x^2 = k.t$$

kde t je doba okujení a k — konstanta [3]. Pilling a Bedworth [2] dokázali, že tato rovnice platí pouze pro hutné okuje, dobře ulpívající na povrchu. Tato podmínka je splněna jen tehdy, je-li měrný objem okují stejný nebo poněkud větší než měrný objem kovu, na kterém vznikly. Mají-li kysličníky tvořící vrstvu okují menší měrný objem než kov, okuje jsou pórovité a drobivé.

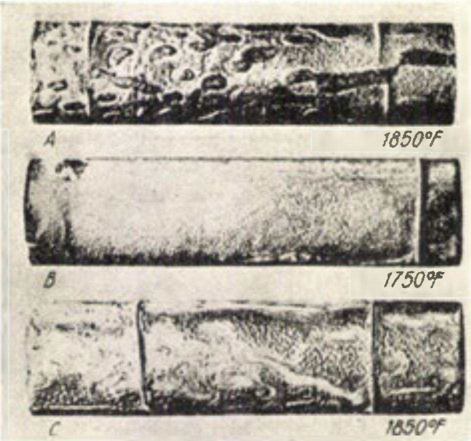
Konstanta k závisí na změně rychlosti okysličování při různých teplotách a může být vyjádřena Arrheniovou rovnicí:

$$k = A.\mathrm{e}^{-\frac{Q}{R.T}}$$

v níž Q a A jsou rovněž konstanty, R je plynová konstanta, T — absolutní teplota ve °K a e — základ přirozených logaritmů [3].

Vliv atmosféry na vznik okují závisí na vzájemném poměru oxydačních a redukčních plynů. Mezi oxydační plyny patří kyslík, kysličník uhličitý a vodní pára, mezi redukční kysličník uhelnatý, vodík a nespálené uhlovodíky z paliva. Tzv. „*neutrální atmosféra*", tj. spaliny vzniklé hořením paliva s teoretickým množstvím spalovacího vzduchu, je ve skutečnosti pro kov atmosférou okující, protože má velký obsah kysličníku uhličitého a vodní páry. Zabránit okujení v peci přímo vytápěné je prakticky nemožné [3].

Řada výzkumníků tvrdí, že kysličníkové okuje na železe nebo oceli nejsou tvořeny jedinou látkou, ale řadou různých kysličníků. B. Lustman [3] popisuje okuje jako několik vrstev, které směrem k vnějšímu povrchu mají postupně větší obsah kyslíku a naopak směrem k základnímu kovu postupně větší obsah kovu. Na železe nalézáme na vnějším povrchu kysličník Fe_2O_3, ve středu vrstvy okují Fe_3O_4 a na rozhraní se základním kovem FeO. Železo přiléhající k vrstvě FeO je pak nasyceno kyslíkem. L. B. Pfeil [1] rovněž tvrdí, že okuje na železe a oceli se skládají ze tří vrstev. velmi se lišících vzhledem, strukturou a složením.



Obr. 103. Okujení oceli
(Snímek Upthegrovea a Murphyho)

WYCKOFF a CRITTENDEN zjistili mikrorentgenograficky, že v tuhém stavu neexistuje vzájemná rozpustnost mezi Fe_3O_4 a FeO a obdobně jako McCANCE zjistili, že Fe_3O_4 a FeO tvoří eutektikum.

Doplněk inž. B. a inž. T.

P. GRÖBNER [72] v přehledu o současných názorech na tvorbu a složení okují uvádí poměr jednotlivých kysličníků ve vrstvě okují při teplotách 700 až 1100 °C. Výpočtem z poměru oxydačních konstant kysličníků byl stanoven poměr Fe_2O_3 : : Fe_3O_4 : FeO jako 2,4 : 4 : 95 a pokusně při 1000 °C byl stanoven ve velmi dobré shodě 1 : 4 : 95. Tento poměr se může značně měnit s podmínkami, např. pecní atmosférou apod. — (Konec doplňku)

*

Okuje vznikající na vlhkém vzduchu v rozmezí teplot 995 až 1175 °C mají větší obsah kovového železa než okuje tvořící se při stejných teplotách v suchém vzduchu [38].

MURPHY, WOOD a JOMINY stanovili teplotu tání kysličníku železnatého na 1360 $\pm$ 10 °C. Při těchto výzkumech nezjistili žádný důkaz podstatnější rozpustnosti Fe nebo Fe_3O_4 v FeO v tuhém stavu [5].



Obr. 104. Okuje na ocelovém ingotu s Widmannstättenovou strukturou
zvět. 2 ×

K vysvětlení mechanismu vzniku okují byly vypracovány dvě teorie. Podle L. B. PFEILA [1], s nímž souhlasí také D. W. MURPHY, W. P. WOOD a W. E. JOMINY, tvoří se vnější vrstva okují naposled a nejprve vzniká prostřední vrstva. Difúze železa probíhá zevnitř k povrchu a proti ní difúze kyslíku dovnitř. Okuje nejsou normálně nasyceny železem. Při zahřívání železa společně s okujemi se kovové železo (nebo kysličník železnatý) v okujích rozpouští.

Podle PILLINGA [2] má vrstva kysličníků na vnitřním povrchu teoretické složení M_xO_y a nadbytek kyslíku na vnějším povrchu.

Okuje na železe a oceli jsou obvykle hladké a souvislé, ačkoli objem okují je značně větší než objem železa. Postupuje-li okysličování pomalu, mohou vzniknout velké krystaly okují *(obr. 103* a *104)*.

Cizí látky přítomné na povrchu železa se okujemi zcela obklopí [1].

Vytvoří-li okuje pouze slabý povlak tloušťky menší než 0.2 mikronu, může být jejich složení, struktura a růst zcela odlišný od tlustších vrstev okují [3].

Na železe pokrytém okujemi se někdy objevují puchýře; jsou to malé plošky, kde vrstva okují je slabší než na ostatním povrchu. Jejich vznik se vysvětluje místním zmenšením intenzity okysličování následkem nějaké překážky proti difúzi okysličujícího činidla. Ačkoli na jiných místech pokročilo okysličení do stadia Fe_3O_4, v místech puchýřů dosáhlo pouze nižšího stadia FeO. Protože měrný objem magnetického kysličníku Fe_3O_4 je větší než objem FeO, mají okuje v okolí puchýře sklon k odlupování od povrchu.

Vznik puchýřů byl pozorován při ohřevu oceli na vzduchu nebo v kyslíku na teploty nad 980 °C. Při teplotách kolem 1100 °C puchýře nebyly patrné; pokud vznikají, nemají vliv na rychlost okujení [4].

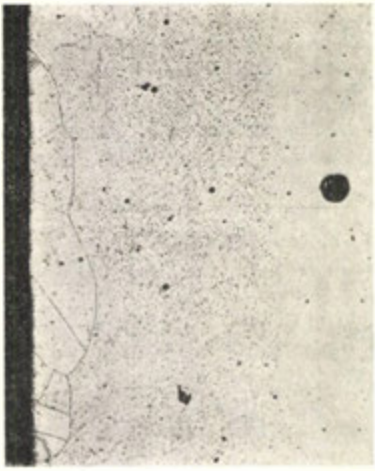
Vrstvy kovu přiléhající k okujím a vnitřní oxydace. Jak jsme již řekli, obsahuje kov na rozhraní s okujemi nadifundovaný kyslík, ale toto stadium oxydace železa nebylo podrobně studováno. Vrstvy kovu přiléhající k okujím zkoumali u mědi a některých jiných neželezných slitin L. L. WYMAN [25] a F. N. RHINES [50, 51].

Difunduje-li kyslík při vysokých teplotách ze vzduchu do mědi, napadá kov nejprve v některých místech, které jsou z nějakého důvodu náchylnější k oxydaci. Na každém místě nejprve vznikne malá globulka kysličníku. Naleptáme-li okysličený kov, vidíme v mikroskopu velké množství těchto globulek *(obr. 105* a *106)*. Toto počáteční stadium oxydace se označuje jako *vnitřní oxydace.* Nezasahuje souvisle celý kov, nýbrž je více nebo méně soustředěno na určitá místa. Podmínky pro vnitřní oxydaci vznikají u mědi ohřívané na vzduchu v některých místech pod vrstvou okují. Zasaženou oblast kovu s kysličníkovými globulkami označujeme někdy jako „*podokuje*". Protože barva okysličené mědi je poněkud tmavší, je rozhraní mezi okysličeným a neokysličeným kovem zcela zřetelné.

Bylo pozorováno, že při korozi mědi a bronzu se okysličování šíří od místa k místu i při normální teplotě [56]. F. N. RHINES [50, 51] zkoumal vnitřní oxydaci slitin v mnoha podvojných systémech.

Vznik podokují je pravděpodobně příčinou (alespoň částečně) vzniku nežádoucího zabarvení na stříbrném zboží.

Kysličníkové okuje vznikající na mědi při vysokých teplotách závisí mnohým způsobem na druhu mědi. Autor studoval tloušťku okují, jejich krystalickou strukturu a přilnavost na třech druzích obchodní mědi: normální elektrolytické (tough pitch), bezkyslíkaté elektrovodné (OFHC) a desoxydované fosforem. Všechny vzorky měly normální čistotu. Z praktického hlediska je nejdůležitější při vzniku okují jejich přilnavost na mědi. Pro porovnání byly z každého druhu mědi (v litém stavu) vyříznuty vzorky ve tvaru krychle o hraně 25 mm a čtyři stěny krychle byly vy-



Obr. 105. zvět. 65 ×



Obr. 106. zvět. 130 ×

Vnitřní oxydace mědi. Litá bezkyslíkatá elektrovodná měď žíhaná na vzduchu 1,5 hod. při 870 °C. Leptáno $NH_4OH + H_2O_2$

broušeny na metalografickém papíře „O“ a pak očištěny benzinem. Dvě zbývající stěny byly ponechány v odříznutém stavu. Vzorky byly zahřívány 1 hodinu na 870 °C v trubkové elektrické peci s volnou cirkulací vzduchu. Pak byla pec uzavřena a vzorky v ní byly ponechány přes noc.

U všech vzorků z mědi desoxydované fosforem se okuje zcela odloupaly. Na OFHC a elektrolytické mědi ulpěly okuje pevně na kovu. Rychlost okysličování byla porovnána měřením tloušťky vzniklých okují pod mikroskopem. U elektrolytické mědi byla naměřena tloušťka 128 mikronů, u OFHC 116 až 120 mikronů a u fosforem desoxydované mědi 106 až 112 mikronů. Největší rychlost okysličování byla zjištěna u normální elektrolytické mědi a nejmenší u mědi desoxydované fosforem. Pokus byl mnohokrát opakován s ohřevem vzorků po dobu 1 a 2 hodin a výsledky byly vždy stejné.

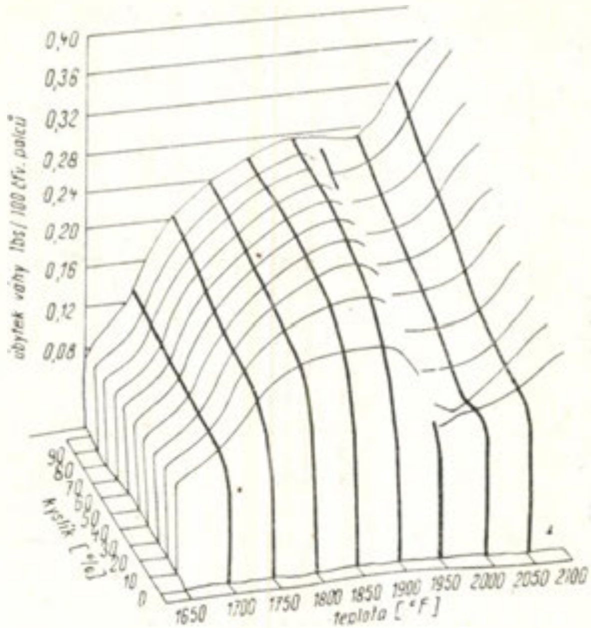
Okuje na mědi OFHC byly hladké, homogennější a méně pórovité než okuje na mědi desoxydované fosforem. Místa, kde na mědi OFHC vznikly podokuje, byla kovově lesklá, kdežto na mědi desoxydované fosforem byla pokryta barevným filmem, který byl pravděpodobně příčinou snadného odlupování okují.

II. VLIV ATMOSFÉRY

a) Jak jsme již vysvětlili v oddíle I, okující účinek atmosféry závisí na vzájemném poměru oxydačních a redukčních plynů. „Neutrální“ atmosféra s teoretickým množstvím spalovacího vzduchu je ve skutečnosti pro kovy atmosférou oxydační.

Podle Mawhinneye [34] je zapotřebí k snížení okujení uhlíkové oceli o 50 % proti okujení v neutrální atmosféře takového přebytku paliva, aby ve spalinách byl při teplotě 920 °C obsah asi 2 % CO a při teplotě 1260 °C asi 14 % CO.

Obr. 107. Trojrozměrný model ukazující vztah mezi teplotou okujení a obsahem kyslíku v okujích. (Podle [9])



Doplněk inž. B. a inž. T.

Z. Volf [71] uvádí, že v provozu není správné pracovat stále s redukční atmosférou v peci. Nedokonalým spalováním vznikají značné ztráty tepla, snižuje se teplota plamene, a tím se prodlužuje doba ohřevu; výsledkem je zvětšený propal. Pro ohřev ingotů se vznikem minimální vrstvy okují se doporučuje topit s malým přebytkem vzduchu a teprve ve vyrovnávacím období pracovat se slabě redukční atmosférou. Přebytek vzduchu do teploty asi 1000 °C je vhodný v množství 1,05 až 1,12 [76]. — (Konec doplňku)

*

Murphy, Wood a Jominy uvádějí [5], že účinek atmosféry na ocel může být odhadnut podle rovnováhy v systému Fe—O—C a v systému Fe—O—H.

b) *Vliv teploty, rychlosti a doby.* Velikost okujení se zvětšuje s teplotou, ale v rozmezí 1000 až 1100 °C je vliv teploty opačný, tj. se zvyšující se teplotou se okujení zmenšuje. Současně nastává obdobná změna v obsahu kysličníku železnatého v okujích [29]. Vztah mezi teplotou a obsahem kyslíku vyjádřili graficky Siebert a Upthegrove [9] *(obr. 107)*.

c) Rychlost proudění plynů s výjimkou kyslíku, pokud je větší než 1,5 metru za minutu, má malý vliv na ztráty oceli okujením; při menší rychlosti proudění se ztráty okujením zvětšují. Rychlost proudění kyslíku má v celém rozsahu rychlostí velmi malý vliv na okujení [4].

Bylo zjištěno, že rychlost okujení železa armco stoupá při zvyšování rychlosti proudění vzduchu až do určité meze, ale pak se ustálí na konstantní hodnotě. Při zvyšování teploty se poloha maxima rychlosti oxydace pohybovala k větším rychlostem proudění [41].

d) Rychlost okysličování oceli se s pokračující dobou na teplotě zmenšuje [5].

e) Při zvětšování obsahu uhlíku v oceli z 0,3 na 1,1 % se zmenšuje ztráta okujením [5].

f) Ztráta váhy vzorku okujením je v určitých mezích úměrná velikosti jeho povrchu [5].

III. STANOVENÍ ODOLNOSTI PROTI OKYSLIČOVÁNÍ

Odolnost kovů proti okysličování se zkoušela těmito metodami:

a) Zjišťováním přírůstku váhy vzorku po určité době okysličování. Tato metoda je zvláště vhodná pro přerušované dlouhodobé zkoušky s opakovaným vážením. Možná nepřesnost této metody může být způsobena odlupováním nebo vypařováním okují. Aby se eliminoval vliv odlupování okují, je třeba je sbírat a vážit současně se vzorkem.

b) Zjišťováním úbytku váhy vzorku po odstranění okují. Tato metoda je zvláště vhodná pro zkoušení vlivu pecní atmosféry, ale má nevýhodu záležející v potížích spojených s úplným odstraněním okují, aniž by se poškodil povrch vzorku.

c) Měřením množství plynů spotřebovaných pro oxydační reakci. Tento způsob lze uplatnit pouze v uzavřených zařízeních.

d) Měřením tloušťky vrstvy okují mikroskopem. Má-li vrstva okují rovnoměrnou tloušťku, lze touto metodou dosáhnout velmi přesných výsledků. Kromě rozdílu v tloušťce umožňuje též zjistit hustotu a strukturu okují.

e) Okysličování drátů na topné odpory se zkouší měřením doby potřebné k jejich přepálení, nebo přesněji metodou podle normy ASTM B 76-39.

Podle této metody se určuje doba potřebná k přepálení drátu ⌀ 0,81 nebo 0,64 mm zavěšeného na pevné svorce, jehož dolní konec je ponořen do kelímku se rtutí. Proud procházející drátem se nastaví tak, aby teplota drátu byla 1120 až 1175°C. Teplota se kontroluje optickým pyrometrem a proud se zapíná přerušovaně vždy na 2 minuty.

f) Při všech zkouškách okujení je důležité, aby byla vhodně nastavena vlhkost vzduchu.

g) Přípravu vzorků pro zkoušky okujení popsali C. A. SIEBERT a H. G. DONNELLY [20]. Při zkouškách oceli s malým obsahem uhlíku používali válcovitých vzorků ⌀ 19 mm, z nichž vysoustružili vzorky ⌀ 16 mm × 50 mm, které byly přebroušeny smirkovým papírem „00“. Vzorky se zavěšovaly pomocí chromelalumelových drátů do pece, kterou proudil vzduch.

IV. NÁCHYLNOST K OKUJENÍ

a) Odolnost proti okysličování při vysokých teplotách je větší u slitin, které tvoří kysličníky s vysokou teplotou tání. Tyto kysličníky mají obvykle malou elektrickou vodivost, a proto zpomalují difúzi iontů kovu vrstvou kysličníků [3].

Doplněk inž. B. a inž. T.

P. GRÖBNER [72] dělí slitinové prvky podle jejich vlivu na kinetiku okysličování oceli na dvě skupiny: s menší afinitou ke kyslíku, než má železo, a s vyšší afinitou: Do první skupiny patří např. nikl a měď, které se neoxydují a také neovlivňují rychlost okujení. Prvky druhé skupiny se oxydují přednostně a jejich kysličníky ve vrstvě okují mají vliv na rychlost difúze železa. Při velkém obsahu chrómu

nebo hliníku nad 1,0 % se již mění ochranný oxyd, na povrchu vzniká kysličník chromitý nebo hlinitý. — (Konec doplňku)

*

b) Disociační tlak kysličníků drahých kovů je při teplotách oxydace vyšší než parciální tlak kyslíku ve vzduchu, a proto se na drahých kovech nemohou na povrchu tvořit kysličníky [27].

c) Odolnost slitin železa s chrómem proti okysličování stoupá při konstantní teplotě se zvětšujícím se obsahem chrómu. Zvyšování odolnosti je nejprve pomalé a pak velmi rychlé. Obsah chrómu nad určité maximum má na odolnost proti oxydaci již jen malý vliv [47].

d) Okujení slitin železa s chrómem v atmosféře obsahující sirovodík je v rozmezí teplot od 760 do 1090 °C mnohem rychlejší než v kyslíkové atmosféře za jinak stejných podmínek.

V. ŠKODLIVÉ ÚČINKY

a) Okujení způsobuje nesmírné peněžní ztráty, protože část kovu se spálí a odstraňování okují je velmi nákladné.

b) Okuje se odstraňují mořením, avšak někdy jen neúplně, následkem vnitřní oxydace kovu. Zbytky okují na povrchu způsobují pak potíže při válcování a tepelném zpracování. Při kování se okuje často zakovou do povrchu, čímž vznikají na výkovku důlky, a někdy též bývají příčinou lepení výkovku na kovací zápustky.

c) Okuje reagují se žáruvzdornou vyzdívkou pecí, a tím urychlují opotřebení nístěje a stěn.

d) Odstraňování okují mořením je nejenom drahé, ale může být příčinou vzniku puchýřů z moření nebo bodové koroze na povrchu kovu.

VI. NÁPRAVA

a) Okujení (a oduhličení) se zmenší, dodržují-li se tyto podmínky: 1. minimální teplota a minimální doba v peci, 2. přetlak v peci, aby se zabránilo pronikání vzduchu, 3. malý obsah vodíku v palivu a 4. vhodný poměr spalovacího vzduchu a paliva, aby atmosféra v peci byla mírně oxydační [34].

b) Okuje se odstraňují pískováním a různými mořicími metodami, které popsal W. R. Meyer [32] a o nichž se stručně zmíníme. Jsou to zejména:

1. *Elektrolytické moření* železa a oceli: Tato metoda se volí, chceme-li se vyhnout některým obtížím při moření kyselinami, zvláště při odstraňování černého magnetického kysličníku Fe_3O_4, který se v kyselině sírové pomalu rozpouští.

2. *Mořicí pochod Bullard-Dunnův:* Ocel se nejdříve elektrolyticky odmastí a pak se elektrolyticky moří v lázni 10 % (obj.) kyseliny sírové (hustota 66 °Bé) při teplotě 60 až 66 °C. Mořené předměty jsou katodou a do lázně se přidává 1 gram cínu na litr, který se vylučuje na vymořeném (čistém) povrchu a chrání ho před dalším napadáním kyselinou. Tímto pochodem, který je velmi rozšířen, se odstraňují okuje rychle.

3. *Pochod Madsenellův:* Předměty se nejdříve čistí a moří a pak se přenášejí do odplyňovací lázně, aby se odstranily plyny adsorbované na povrchu kovu. Elektrolytem je studená kyselina sírová v koncentraci nad 85 %. Předměty tvoří anodu, teplota nemá překročit 38 °C.

4. *Lesklé elektrolytické moření podle Hansona, van Winkleho a Munninga:* Okuje se odstraňují dvoustupňově. Nejprve se předměty zapojí jako katoda v lázni 10 až

20 % kyseliny sírové a pak se přenesou do druhé koncentrovanější lázně (40 až 50 %), v níž tvoří anodu, a moří se 2 až 5 minut [32].

5. *Moření hydridem sodným:* Hydrid sodný vzniká v lázni roztaveného louhu sodného (NaOH). Většina kysličníků tvořících okuje se v lázni udržované na teplotě 370 ± 10 °C zredukuje na kov. Tato metoda se hodí pro všechny kovy a slitiny s výjimkou těch, které reagují s louhem sodným [59].

c) Při moření ocel obvykle zkřehne vniknutím vodíku do kovu. Bylo zpozorováno, že pásky z oceli se středním a velkým obsahem uhlíku, zakalené do oleje a popuštěné, praskaly při moření v místech, kde kov byl deformován např. naříznutím nebo vyražením označení. Ukázalo se, že lázeň 10% kyseliny sírové s přísadou 2 % pyridinu způsobuje mnohem menší křehnutí než pouhá kyselina sírová.

d) Moření může způsobit místní korozi v místech, kde účinek kyseliny na ocel je z nějakých důvodů lokalizován a moření jde do větší hloubky. Taková místa mohou mít průměr asi 13 mm. Bylo dokázáno, že na korodovaných místech byly okuje odstraněny již před mořením. Inhibitory zpomalují toto místní napadení kovu, ale nemohou mu úplně zabránit. Téměř vyčerpaná kyselina má větší sklon ke tvoření korozních důlků [52].

e) *Puchýře z moření* jsou jinou vadou způsobenou mořením. K této vadě jsou zvláště náchylné oceli se segregacemi a plynovými bublinami. Puchýře se částečně dají odstranit válcováním za vysokých teplot [31].

f) K splnění požadavků kladených na materiály na spalovací turbíny a proudové motory letadel byla vyvinuta řada ocelí a slitin s velkou odolností proti oxydaci. Žárupevné slitiny a oceli musí mít nejen velkou odolnost proti oxydaci a chemickému rozrušování plyny, ale také dostatečnou pevnost při vysokých teplotách. Těmto požadavkům vyhovují slitinové oceli a slitiny, které vždy obsahují chróm a několik dalších prvků, jako nikl, wolfram, molybden, křemík, hliník, titan, niob. Obsah železa může v těchto slitinách klesnout až pod 5 %. Podrobné informace o těchto slitinách jsou obsaženy v [30] a [31].

Klíč k seznamu literatury

Odolnost slitin proti okysličování při vysokých teplotách: [3], [26], [30], [31], [37], [42], [65].
Oduhličování: [6], [48]
Okysličování neželezných kovů a slitin: [44], [45], [49]
Okysličování železa a oceli při vysokých teplotách: [1], [2], [8], [9], [12], [13], [20], [24], [27], [28], [29], [43], [44], [58]
Tvoření okují na železe a oceli, složení okují: [4], [5], [7] [8], [11], [17], [19], [21], [23], [35], [36], [41], [46], [48], [55], [57], [60], [62], [65], [69], [70], [72], [73], [75]
Vliv redukčních plynů na měď: [25]
Vnitřní oxydace: [50], [51].

LITERATURA KE KAPITOLE VII

1. L. B. Pfeil: The Oxidation of Iron and Steel at High Temperatures. *J. Iron Steel Inst.* (London), *119* (1929 I).
2. N. B. Pilling and R. E. Bedworth: The Oxidation of Metals at High Temperatures. *J. Inst. Metals, 29* (1923).
3. Benjamin Lustman: The Resistance of Metals to Oxidation at Elevated Temperatures. *Metals Handbook ASM* (1948) 223—227.
4. Clair Upthegrove and D. W. Murphy: Scaling of Steel at Heat Treating Temperatures. *Trans. A. S. S. T., 21* (Jan. 1933).
5. D. W. Murphy, W. P. Wood and W. E. Jominy: Scaling of Steel at Elevated Temperatures by Reaction with Gases and the Properties of the Resulting Oxides. *Trans. A. S. S. T., 19* (1931—32).

6. W. E. Jominy: The Surface Decarburization of Steel at Heat Treating Temperatures. *Univ. Mich. Eng. Research Bull. No. 18* (March 1931).
7. C. Upthegrove: Scaling of Steel at Heat-Treating Temperatures. *Univ. Mich. Dept. Eng. Research Bull. No. 25* (1933).
8. U. R. Evans: *Review of Oxidation and Scaling of Heated Solid Metals*, H. M. Stationery Office, London (1935).
9. C. A. Siebert and Clair Upthegrove: The Effect of Grain Size on the Oxidation of a Low Carbon Steel. *Trans. A. S. M., 26* (No. 4, Dec. 1938).
10. E. Scheil and K. Kiwit: Einfluss von Legierungszusätzen auf das Zundern des Eisens. *Arch. Eisenhüttenw., 9* (1935—36).
11. K. Heindlhofer and B. M. Larsen: Rates of Scale Formation on Iron and a Few of Its Alloys. *Trans. A. S. S. T., 21* (1933).
12. L. S. Darken: Diffusion in Metal Accompanied by Phase Change. *Trans. A. I. M. E., 150* (1942).
13. W. Jost: *Diffusion und chemische Reaktion in festen Stoffen*, T. Steinkopff, Dresden (1937).
14. E. Houdremont: *Einführung in die Sonderstahlkunde*, J. Springer, Berlin (1935).
15. E. Scheil: Ueber das Zundern von Metallen und Legierungen. *Z. Metallkunde, 29* (1937).
16. *A. S. T. M., Symposium on Material for Gas Turbines* (June 1946).
17. K. Kiwit: The Influence of Special Additions on the Scaling of Steel. *Mitt. Kohle- u. Eisenforsch. G. m. b. H., 1* (No. 2, 1935).
18. U. R. Evans: *Metallic Corrosion, Passivity and Protection*, Edw. Arnold, London (1937).
19. W. Hessenbruch: *Metalle und Legierungen für hohe Temperaturen*, Part I, *Zunderfeste Legierungen*, J. Springer, Berlin (1940).
20. C. A. Siebert and H. G. Donnelly: The Effect of Humidity of Air on the Oxidation of a Low Carbon Steel. *Trans. A. S. M., 28* (No. 2, June 1940).
21. W. E. Jominy and D. W. Murphy: Scaling of Steel at Forging Temperatures. *Trans. A. S. S. T., 18* (1931).
22. W. Fröhlich: Die Zunderung von reinem und legiertem Kupfer. *Z. Metallkunde, 28* (1936).
23. J. H. Whiteley: An Effect of Oxygen and Sulphur on Iron in Scaling. *J. Iron Steel Inst.* (London), *131*, Part I (1935) 181—199; discussion pp. 200—211.
24. B. Lustman and R. F. Mehl. Low-temperature Oxidation of Single Crystals of Copper. *Trans. A. I. M. E., Inst. Metals Div., 143* (1941) 246.
25. L. L. Wyman. Copper Embrittlement. Part I. *Trans. A. I. M. E.* (1931). L. L. Wyman. — Copper Embrittlement. Part II. *Trans. A. I. M. E.* (1933). L. L. Wyman. — Copper Embrittlement. Part III. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 508* (1933).
26. N. A. Ziegler: Resistance of Iron-Aluminum Alloys to Oxidation at High Temperatures. *Trans. A. I. M. E., 100* (1932).
27. A. S. M., Sub-Committee on Heating Steel for Forging. — Heating Steel for Forging. *Metals Handbook* (1948) 348.
28. R. F. Mehl and E. L. McCandless: Oxide Films on Iron. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 780* (1937).
29. Clarence A. Siebert and Clair Upthegrove: Oxidation of a Low-Carbon Steel in the Temperature Range 1650 to 2100 °F. *Trans. A. S. M., 23* (March 1935).
30. A. S. M., Sub-Committee on Wrought Heat-Resisting Alloys. — *Metals Handbook* (1948) 562—569.
31. A. S. M., Sub-Committee on Heat-Resistant Castings. — *Metals Handbook* (1948) 570—581.
32. Walter R. Meyer: The Electrolytic Pickling of Iron and Steel. *ASM Metals Handbook* (1948) 729.
33. A. B. Winterbottom and J. P. Reed: Scale Removal by Acid Pickling. *J. Iron Steel Inst.* (London), *126* (1932) 159.
34. M. H. Mawhinney: *Practical Industrial Furnace Design*, 4th Printing, John Wiley & Sons, New York, (1948).
35. H. C. Millett and J. W. Cobb: The Scaling of Mild Steel in Sulphur-Free and Sulphur-Containing Furnace Atmospheres. *Inst. Gas Engrs., Communication No. 127* (1935).
36. L. B. Pfeil. — The Constitution of Scale. *J. Iron Steel Inst.* (London), *123* (1931 I)

37. R. Mitsche: Surface Condition and Resistance to Scaling. *Giesserei, 17* (Oct. 24, 1930).
38. C. A. Siebert and H. G. Donnelly: The Effect of Humidity of Air on the Oxidation of a Low Carbon Steel. *Trans. A. S. M., 28* (No. 2, June 1940).
39. W. H. Blackburn and J. W. Cobb: The Influence of Atmosphere on the Scaling of Mild Steel. *J. Soc. Chem. Ind.* (London), *49* (Nov. 1930).
40. E. Bucknall: Scale Removal. *J. Birmingham Met. Soc., 27* (Sep. 1947).
41. W. Baukloh and O. Reif: The Influence of the Air Velocity on the Scaling of Iron. *Metallwirtschaft, 14* (1935).
42. Materials and Methods — Stability of Alloys to Oxidizing Atmospheres. *Materials & Methods, 25* (Feb. 1947).
43. Department of Scientific & Industrial Research. — *Review of Oxidation and Scaling of Heated Solid Metals*, H. M. Stationery Office, London (1935).
44. W. E. Campbell and U. B. Thomas: The Oxidation of Metals. *Electrochem. Soc.*, Preprint 91—24 (1947).
45. J. S. Dunn: The Oxidation of Some Copper Alloys. *J. Inst. Metals, 46* (1931).
46. R. Griffiths: The Blistering of Iron Oxide Scales and the Conditions for the Formation of a Non-adherent Scale. *J. Iron Steel Inst.* (London), *130* (1934).
47. R. L. Rickett and W. P. Wood: The Action of Oxygen and Hydrogen Sulphide upon Iron-Chromium Alloys at High Temperatures. *Trans. A. S. M.* (April 1934).
48. W. Eilender: Scaling and Surface Decarburization of Steel under the Influence of Various Gases. *Gas- u. Wasserfach* (1934).
49. L. E. Price and G. J. Thomas: Oxidation Resistance in Copper Alloys. *J. Inst. Metals, 63* (1939).
50. F. N. Rhines: A Metallographic Study of Internal Oxidation in the Alpha Solid Solutions of Copper. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 1162* (1940).
51. F. N. Rhines and A. H. Grobe: Internal Oxidation in Dilute Alloys of Silver and of Some White Metals. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 1439* (1942).
52. C. H. McCollam and D. L. Warrick: Pickle Pitting by Electrolytic Potentials as Affected by Scaling Temperature. *Trans. A. S. M., 24* (No. 1, 1936).
53. Frank R. Palmer: *Tool Steel Simplified.* Published by Carpenter Steel Co., Reading, Pa. (1948).
54. A. L. Norbury and E. Morgan: Growth of Cast Iron. *J. Iron Steel Inst.* (London), *123* (1931).
55. W. Stauffer and H. Kleiber: The Scaling Behavior of High-Strength Heat Resisting Steels in Air and Combustion Gases. *J. Iron Steel Inst.* (London), *156* (June 1947).
56. C. G. Fink and E. P. Polushkin: Microscopic Study of Ancient Bronze and Copper. *Trans. A. I. M. E., 122* (1936).
57. J. H. Nicholson and E. J. Kwasney: Scaling at High Temperatures in Sulphur Dioxide, Oxygen and Nitrogen-Containing Atmospheres. *Ecletrochem. Soc.*, Preprint 91—28 (1947).
58. M. Bayertz: Observations on the Oxidation of Steel. *Trans. A. S. M., 24* (No. 2, June 1936).
59. A. S. M., Sub-Committee on Salt Baths: Salt Baths. *Metals Handbook* (1948) 290.
60. Benjamin Lustman: The Resistance of Metals to Scaling. *Metal Progr., 50* (Nov. 1946) 850—856, 860.
61. H. L. Alexander: Scale Removal and Surface Preparation with Sodium Hydride. *Iron Steel Engr., 24* (May 1947) 44—51; discussion, p. 51.
62. V. I. Arkharov and F. P. Butra: The Texture of Iron Scale. Part IV: Investigation of Temperature Range of 930—1470° *F. Henry Brutcher Translation No. 2869* (Altadena, Calif.) 7 pages.
63. C. C. Eeles and M. E. Shriner: Classification of Prepared Atmospheres. *Metal Progr., 52* (Aug. 1947) 256-B.
64. Henry M. Heyn: Influence of Water Vapor and Methane on the Heat Treatment of Steel in a $CO : H_2$ Gas Atmosphere. *Metal Progr., 52* (Aug. 1947) 232—237.
65. Ph. Galmiche: Problem of Scaling and Fissuring Corrosion of Refractory Alloys in Gas Turbines. *Recherche Aéronaut.* (No. 39, May-June 1954) 44—53; in French.
66. W. Stauffer and H. Kleiber: The Scaling Behavior of High-Strength Heat Resisting Steels in Air and Combustion Gases. *J. Iron. Steel Inst.* (London), *156* (June 1947) 181—188.
67. J. Peignier: Mechanical Scaling of Low Carbon Steel Rods. *Wire and Wire Products, 25* (Aug. 1950) 640—650, 693—694.

Doplňky literatury ke kapitole VII
Sestavili inž. B. a inž. T.

68. J. Kaloč: Elektrolytické moření kovů. Hutník 4 (1954), č. 3, str. 75/77.
69. J. Dlouhý: Ohřev ingotů, předvalků a ztráty opalem při ohřevu. Hutník 5 (1955), str. 69/72.
70. J. Roneš a M. Jaroš: Moření oceli a litiny. Praha, SNTL, 1955.
71. Z. Volf: Vady válcovaných předvalků způsobené nesprávným ohřevem ingotů. Hutník 6 (1956), č. 8, str. 231/238.
72. P. Gröbner: Vysvětlení vzniku okují v příkladech. Hutník 6 (1956), č. 12, str. 364/366.
73. F. Matzinger: Odstraňovanie okují morením. Hutník 7 (1957), č. 1, str. 22/24.
74. B. Otta a J. Teindl: Poznámky k moření tenkých ocelových plechů. Hutník 9 (1959), č. 1, str. 17/21.
75. V. Hašek: Vznik okují při ohřevu oceli. Strojírenství 10 (1960), č. 12, str. 916/919.
76. K. Singer: Ztráty opalem při ohřevu oceli ve válcovnách. Hutník 11 (1961), č. 2, str. 87/88.

Kapitola VIII

ŠKODLIVÝ ÚČINEK VNITŘNÍCH PNUTÍ V KOVECH

1. MAKROSKOPICKÁ A MIKROSKOPICKÁ PNUTÍ

Pnutí, která zůstávají v kovech po tváření za studena nebo po rychlém ochlazení, nazývají se *vnitřní* nebo *zbytková* (reziduální) pnutí. Termínu „vnitřní pnutí — internal stress" se v angličtině na rozdíl od češtiny obvykle neužívá, protože všechna pnutí vyvozená vnějšími silami i latentní pnutí v materiálu jsou vždy vnitřním pnutím.

Vnitřní pnutí může být *makroskopické*, pokud zasahuje velký objem kovu, nebo *mikroskopické*, je-li omezeno na jediný krystal. V tomto případě bývá označováno v cizí literatuře též jako „*Heynovo pnutí*". Jako každé napětí je i vnitřní pnutí určeno svou velikostí a směrem.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Studium vnitřních pnutí založené na vyšetření strukturálních změn probíhajících v polykrystalickém materiálu při jeho deformaci je založeno na předpokladu, že u každého materiálu mohou po mechanickém a tepelném zpracování vzniknout tři druhy vnitřních pnutí [223]:

1. *Vnitřní pnutí I. druhu* (makroskopické). Vzniká mezi jednotlivými krystality (zrny), popřípadě mezi skupinami krystalitů. Jsou to tak zvaná *orientovaná pnutí*, nerovnoměrně rozdělená v celém objemu. Vznikají hlavně po mechanickém zpracování mezi jednotlivými skupinami krystalitů působením vnějších sil.

2. *Vnitřní pnutí II. druhu.* Někdy se nazývá *mikropnutím*, popřípadě *mřížkovými poruchami II. druhu*. Vzniká mezi jednotlivými krystality a jeho působení se vyrovnává v mikroskopických oblastech. Na rentgenogramu se posuzuje podle rozmazávání (rozšíření) interferenčních čar. Většinou vzniká u plasticky deformovaných kovů po překročení meze pružnosti, kdy se porušuje pravidelné uspořádání atomů v jednotlivých mřížkách. Má význam při studiu deformací kovů, únavě materiálu a při stárnutí přesycených tuhých roztoků.

3. *Vnitřní pnutí III. druhu*, které se často nazývá *mřížkovými poruchami III. druhu*. Vzniká uvnitř krystalické mřížky. Jsou to velmi lokalizovaná vnitřní pnutí, podmíněná elementárními poruchami v samé mřížce (vakance, cizí atomy, dislokace). Na rentgenogramu způsobuje pokles odrazivosti interferenčních čar. Tato pnutí mají značný vliv na mechanické, fyzikální a fyzikálně chemické vlastnosti kovů, zejména tuhých roztoků.

Vnitřní pnutí v materiálu může vzniknout z mnoha příčin. Nezbytnou podmínkou

pro jeho vznik je nestejnoměrnost deformace (makroskopické, mikroskopické a submikroskopické). — (Konec doplňku)

*

Vnitřní pnutí jsou jednou ze tří základních charakteristik, které určují společně s chemickým složením a mikrostrukturou chování kovu za provozu. Vnitřní pnutí má stejnou důležitost jako obě druhé charakteristiky, ale jeho abstraktní povaha a to, že může měnit své rozložení při změně vnějšího zatížení nebo teploty, činí rozbor vnitřních pnutí velmi obtížným.

Konstruktér strojního zařízení nebo nosné konstrukce si všímá pouze velikosti provozních napětí a zcela přehlíží vnitřní pnutí, která mohou být způsobena zpracováním kovu. Ve výjimečných případech mohou však tato pnutí být větší než provozní namáhání. V kovech zpracovaných tepelně vznikají velmi vysoká pnutí, která mohou zůstat dočasně utajena, ale později mohou být příčinou prasknutí i velkého průřezu oceli bez jakéhokoli varování. Poruchy tohoto druhu se vyskytují často. Zápustka ze slitinové oceli vážící 45 kg byla po zakalení do vody dána do skladu a druhého dne se zjistilo, že praskla na dvě poloviny. Prohlídkou zápustky se nezjistily žádné trhliny nebo jiné vady; prasknutí oceli průřezu 103 cm^2 bylo způsobeno jen vysokým vnitřním pnutím po kalení. V jiném případě, uvedeném v literatuře, se při zkoušce tahem změnil vlivem vnitřních pnutí kruhový průřez zkušební tyče během zkoušky na oválný. Toto neobvyklé chování zkušební tyče bylo způsobeno vnitřním pnutím v tlustém plechu, z něhož byla zkušební tyč vyrobena tak, že její osa ležela kolmo na směr válcování. Plech byl doválcován při příliš nízké teplotě, a proto v něm vzniklo po válcování velké pnutí.

Vztah mezi pojmy „napětí — stress" a „prodloužení — strain", kterými popisujeme účinek vnější síly na kov, definuje Rankin takto: Prodloužení (strain) je změna (deformace) tvaru (rozměrů) tuhého tělesa vyvolaná účinkem napětí (stress). Ve spojení s popisem vnitřního pnutí je však v angličtině výraz „strain" v podstatě synonymem pro pojem označovaný česky jako „pnutí", přičemž však podržuje současně svůj původní význam pro označení deformací tvaru vyvolaných vnitřním pnutím při porušení rovnováhy vnitřních sil. Z tohoto důvodu definuje H. H. Hibbard [11] „strain" jednak jako popud ke změně tvaru (pnutí), jednak jako vlastní změnu tvaru (rozměrů).*)

Upne-li se kovová součást ohřátá na vysokou teplotu pevně do tuhého přípravku, který zabrání jejímu smršťování při ochlazování, vzniknou v ní tahová pnutí, která však nemohou vyvolat žádnou deformaci. Proto je můžeme označit jako „potenciální pnutí" ve stejném smyslu, jako je metastabilní rovnováha „potenciální" podmínkou blížící se možné změny stavu. Když se součást uvolní, uplatní se vzniklá vnitřní pnutí a způsobí úměrnou změnu tvaru kovu. Podle rozložení vnitřních pnutí v kovu mohou pnutí při této změně tvaru buď zcela vymizet, nebo zůstanou v kovu částečně zachována.

Okolnost, že vruby způsobují koncentraci napětí (pnutí), má velkou praktickou důležitost při obrábění a jiných tvarovacích operacích prováděných špičatými nástroji. Čím špičatější je nástroj, tím menší je jeho styčná plocha s obrobkem, a tím větší je měrné napětí. Při konstrukci tvaru nástrojů a strojních součástí je třeba provést každou změnu tvaru nebo průřezu povlovně, s náležitým zaoblením pře-

---

*) Český překlad nemůže dobře vystihnout výklad autorův, protože naše odborná terminologie nemá obdobu pro anglický výraz „strain". Přesto tento odstavec ponecháme v českém vydání knihy hlavně proto, aby usnadnil českému čtenáři studium anglicky psaných pramenů. — Pozn. překl.

chodu. Je-li přechod ostrý, koncentrace napětí v přechodových průřezech je příčinou lomů. Mnohdy nastávají lomy právě v těchto kritických průřezech.

Přítomnost vnitřních pnutí v kovech není vždy škodlivá, naopak u mnoha technických výrobků pnutí záměrně vyvoláváme, abychom zlepšili jejich mechanické vlastnosti. Tváření za studena obecně zvyšuje pevnost v tahu a mez průtažnosti kovů a slitin, a je-li provedeno jen v omezeném rozsahu, nesníží tažnost natolik, aby se zhoršila houževnatost. Za studena tažené tyče, válečkované hřídele a osy (nápravy), autofretované hlavně děl a patentovaný drát představují několik málo příkladů, u nichž zpevnění a popřípadě i vznik vnitřních pnutí je žádoucí. Kuličkováním povrchu konstrukčních součástek vznikají tlaková pnutí působící proti tahovému napětí, které je vlastní příčinou lomu, a tak zabraňují poruše. U všech užitečných aplikací musí být velikost vnitřních pnutí menší, než je nebezpečná velikost napětí vedoucí k lomům.*)

Naproti tomu vnitřní pnutí ve svařovaných lodních, strojních a stavebních konstrukcích jsou škodlivá, stejně jako u mnoha jiných technických výrobků, např. u odlitků. Vnitřní pnutí nemají v těchto případech žádný užitečný význam, pouze snižují pevnost. Vnitřní pnutí je obzvláště škodlivé, je-li kov vystaven korozi. O tom pojednáme podrobněji v kapitole o korozi.

Jsou-li kovy tvářeny plasticky, má to vliv jak na mechanické vlastnosti, tak i na mnohé vlastnosti jiné, např. na magnetické vlastnosti, elektrickou vodivost, rozpustnost v kyselinách.

II. PŮVOD VNITŘNÍCH PNUTÍ

V tomto oddíle probereme metalurgické pochody a jejich zvláštní podmínky, které mají vliv na vznik vnitřních pnutí.

a) Zkoumáním pnutí po kalení se zabývalo mnoho autorů. Zjistilo se, že malé vzorky ⌀ 1 mm z hliníku, duraluminu a železa byly po kalení téměř prosty vnitřních pnutí. Zvyšuje-li se průřez tyče nebo teplota kalení, vznikají postupně větší vnitřní pnutí.

---

*) Autor nerozlišuje ve svých vývodech dosti přesně mezi účinkem zpevnění tvářením za studena a vnitřním pnutím. Tváření za studena, kromě případu namáhání prostým jednoosým tahem (např. při rovnání tyčí, profilů a plechů natahováním) je po průřezu tvářeného kovu nerovnoměrné. Následkem toho není ani zpevnění ve všech místech průřezu stejné a vzniká makroskopické vnitřní pnutí.

Rozdíl ve stupni tváření jednotlivých míst průřezu je tím větší, čím větší průřez tváříme. Vnitřní pnutí (makroskopické) roste u silných průřezů se stupněm tváření mnohem rychleji než u slabých. Z tohoto důvodu můžeme tyče velkých průřezů a tlustší plechy tvářet za studena jen málo a toto tváření slouží v podstatě jen k získání hladkého povrchu a přesných rozměrů. U malých průřezů lze dosáhnout velmi značné redukce za studena (přes 90 %), a tím současně velkého zpevnění (pérově tvrdě válcované pásky z neželezných kovů a slitin, strunový patentovaný ocelový drát atd.).

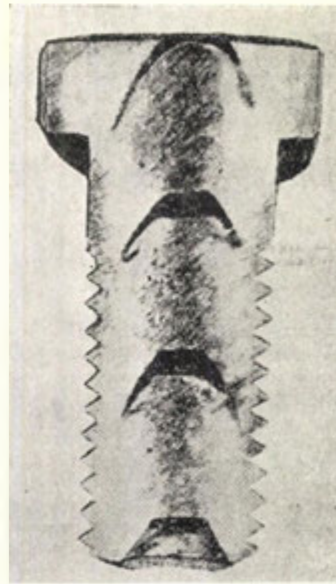
V praxi však vnitřní pnutí při vhodném rozložení může zvýšit konstrukční pevnost součástí. Platí to zejména pro nerovnoměrné rozložení tahového namáhání po průřezu (vnitřní přetlak u tlustostěnných nádob) a pro dynamické namáhání s maximem tahového napětí na povrchu.

Při dynamickém namáhání součástí je výhodné tlakové vnitřní pnutí v povrchové vrstvě poměrně malé tloušťky. V tomto případě snižuje tlakové předpětí velikost špiček tahových napětí, vyvolaných vnějšími silami v místech koncentrace napětí drobnými povrchovými vruby, které se vyskytují i na velmi dokonale obrobeném materiálu. Potlačení vrubového účinku dovoluje zvýšit dynamické namáhání. Tlakové vnitřní pnutí na povrchu můžeme vyvolat mechanicky, např. kuličkováním nebo válečkováním, popřípadě vhodným tepelným zpracováním. — Pozn. překl.

b) Při kování oceli příliš malým kovadlem vznikají vnitřní pnutí, protože prodlužování v jádře průřezu a na povrchu neprobíhá stejnou rychlostí (*obr. 108*).

c) Příliš nízké nebo nerovnoměrné ohřátí před kováním je rovněž příčinou vzniku vnitřních pnutí [30], [31].

d) Pnutí vznikající při tváření za studena (tažení, lisování a válcování) mohou být dvojího druhu: 1. pružná (elastická), která zasahují velkou část součásti, a 2. plastická, mikroskopická v deformovaných zrnech. Je-li tváření za studena omezeno na malé redukce, deformují se plasticky pouze povrchové vrstvy kovu, v nichž můžeme zjistit mikroskopem deformovaná zrna se suvnými čarami. Při velkých redukcích, např. u pochodu Rockrite na válcování trubek za studena nebo při válcování ocelového pásku na Steckelově stolici, proniká účinek tváření za studena do velké hloubky pod povrch a způsobuje větší poruchy zrn v celém objemu kovu. Velká smyková napětí se koncentrují na suvných čarách, které představují úzká pásma kovu, v nichž nastaly značné poruchy uvnitř zrn. Budou-li se při dalších operacích koncentrovat plastická pnutí do těchto oblastí, mohou v suvných čarách vzniknout zárodky trhlinek, což vylučuje další redukování (tváření). U pochodu Rockrite, dovolujícího velkou redukci ocelových trubek bez žíhání, zabraňují deformační síly automaticky vzniku tohoto stavu s vysokou koncentrací vnitřních pnutí. Suvné čáry se natáčejí do směru rovnoběžného s prodlužováním trubky a vzniká vláknitá struktura, která nahrazuje původní strukturu namátkově orientovaných krystalů [44].



Obr. 108. Vnitřní pnutí v přetažené tyči tažené za studena (*Snímek z knihy Brearley: The heat Treatment of Tool Steel*)

Tvářením za studena se mění fyzikální vlastnosti kovu, zvětšuje se jeho pevnost, mez průtažnosti a tvrdost a snižuje se houževnatost.

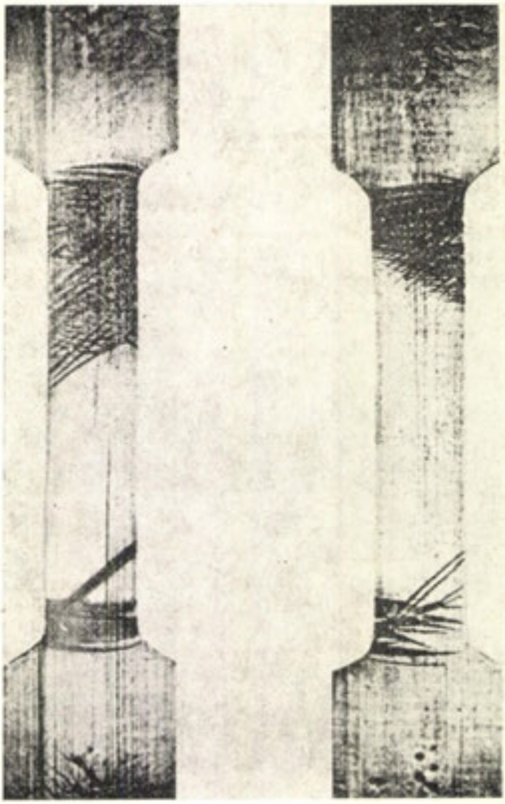
e) Jak zdůrazňuje Brearley [41], může třískové obrábění tupým nástrojem způsobit vznik značných vnitřních pnutí.

f) Vruby a opotřebení povrchu jsou činitelé způsobující místní koncentraci napětí.

g) Nerovnoměrné ochlazení samokalitelné oceli z kalicí teploty vyvolá vnitřní pnutí, které může být příčinou deformace součástí. Ke vzniku této závady stačí malý průvan v dílně.

III. METODY ZJIŠŤOVÁNÍ A MĚŘENÍ PNUTÍ

Přítomnost vnitřních pnutí v kovu lze zjistit několika metodami, ale přesné změření jejich velikosti je neobyčejně obtížné a je možné pouze ve výjimečných případech. Jak uvádí G. Sachs a K. R. Van Horn [7], hlavní potíží při měření vnitřních pnutí je trojosý stav napjatosti, kdežto experimentální metody dovolují určit napětí pouze v jediném směru. Kromě toho mechanické operace prováděné při zjišťování velikosti napětí mohou změnit původní vnitřní pnutí. Základním princi-



Obr. 109. Vnitřní pnutí

pem mechanických metod zjišťování velikosti vnitřních pnutí je měření pružných deformací (prodloužení nebo smrštění součástí) po odebrání určitého objemu kovu. Stejné vývody o obtížích při přesném měření vnitřních pnutí jsou i v [133]. Zdůrazňuje se tam nemožnost kontroly makroskopických pnutí, protože není známa ani jejich velikost, ani jejich směr. Proto se mohou určovat jen obtížně a nepřesně.

Jedna z prvních metod na měření vnitřních pnutí záležela ve vyvrtání díry do kovu s vnitřním pnutím a v měření vznikajících deformací pomocí tenzometrů [54]. Zjistilo se však, že tato metoda nevyhovuje. G. J. SACHS navrhl přesnější metodu [popsanou v Z. f. Metallkunde 19 (1927)], která umožňuje stanovit celkové rozložení pnutí v kruhových tyčích, ve velkých plných válcích a v tlustostěnných trubkách.

K výzkumu vnitřního pnutí slouží ještě mnoho dalších metod; zejména jsou to:

rentgenografická metoda,
magnetická metoda,
optická metoda,
fotoelastická metoda,
matematická metoda,
metoda křehkých laků.

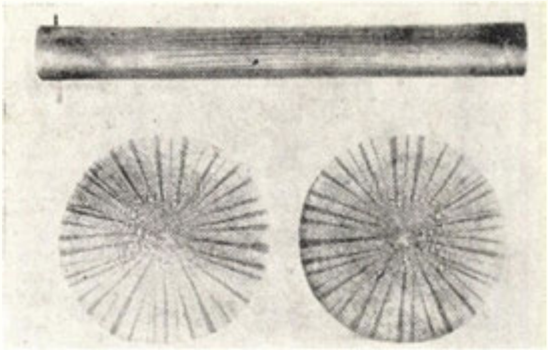
Informace o těchto metodách lze najít v literatuře, na niž poukazujeme v klíči literatury v této kapitole.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Rentgenografické měření vnitřního pnutí I. druhu dává možnost sledovat zpevnění povrchu kovu při obrábění (například vliv rychlosti obrábění, volba materiálu a druhu nože, zjištění stavu a hloubky zpevnění).

Rentgenografické měření vnitřních pnutí II. a III. druhu prohlubuje znalosti o rozdělení deformační energie. Při deformaci kovu se větší část energie přemění v teplo a zbytek se udrží ve formě vnitřních pnutí II. a III. druhu. Znalost deformační energie a její průběh nám umožňuje pochopit mechanismus deformace a dává možnost charakterizovat materiál v různých údobích jeho zpracování [223].

Výsledek rentgenografické (Glockerovy) metody měření vnitřních pnutí neurčuje



Obr. 110. Ocelová tyč namáhaná v krutu napětím vyšším, než odpovídá mezi průtažnosti. Na povrchu jsou podélné deformační čáry, které jsou na příčném řezu uspořádány radiálně



skut. vel.

Obr. 111. Lüdersovy čáry v kotlovém plechu, vyvolané leptáním podle Frye

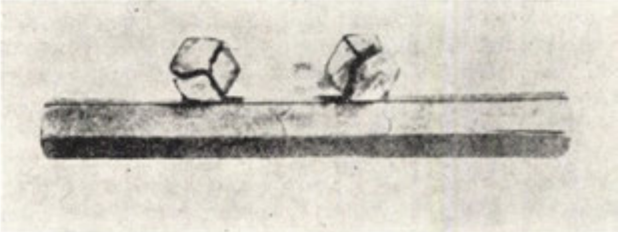
skutečné hodnoty složek hlavních napětí σ_1, σ_2, σ_3, nýbrž hodnoty, které se od skutečných značně liší. Aplikací nové Brandenbergovy teorie pružnosti a pevnosti pro rentgenometrické stanovení pnutí dostáváme podle rozboru M. Čermáka [224] možnost měřit skutečné hodnoty pnutí.

Problémem matematického určení vnitřních pnutí ve výkovcích se zabýval L. Prášek [225]. Pro velkou matematickou složitost je nutno problém značně zjednodušit. — (Konec doplňku)

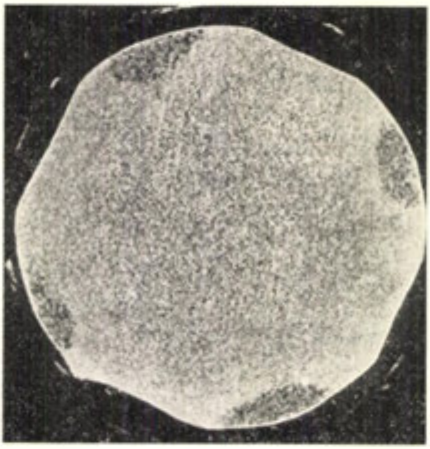
*

Zjištění plastických deformací měkké oceli umožňuje speciální leptání, které zavedl A. Fry [98].

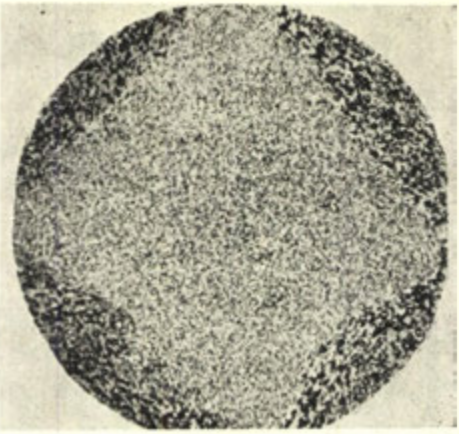
Povrch připravený k naleptání deformačních obrazců musí být hladký, nesmí být porušen hrubým broušením a musí být čistý. Jemné broušení je zbytečné a stačí broušení na papírech „0" nebo „00". Vzorek se pak vyžíhá ½ hodiny na 200 °C a ponoří se do roztoku 120 cm³ koncentrované kyseliny solné, 90 gramů krystalického chloridu měďnatého a 100 cm³ vody. Doba ponoření závisí na typu oceli a může být od 20 minut do 80 hodin, pokračuje-li se v leptání až do úplného vyvolání defor-



Obr. 112. Tyč z fosforového bronzu po ponoření do roztoku dusičnanu rtuťného. Boční pohled na tyč a pohled na čela tyče



Obr. 113.



Obr. 114.

Vnitřní pnutí vyvolané rotačním kováním wolframové tyče způsobilo nadměrný růst zrna. Povšimněte si tmavých ploch na příčných řezech na obou obrázcích

mačních obrazců. *Obrázky 109* a *110* ukazují deformační obrazce odlišného vzhledu na vzorcích měkké oceli po různém tváření. Z nějakého důvodu nelze tyto obrazce vyvolat tímto leptáním u každé měkké oceli.

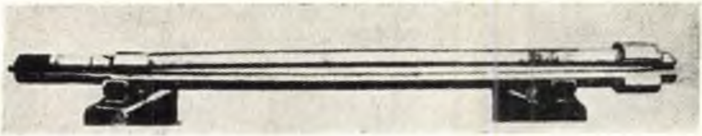
Obsah uhlíku v oceli nemá být větší než 0,3 %, ale metoda vyžaduje splnění dalších podmínek, které nejsou známy. JEVONS se zmiňuje o tom, že u oceli s výraznou segregací, u níž se při válcování uspořádaly vměstky řádkovitě, nelze obvykle vyvolat ostré deformační čáry. Tmavé zabarvení deformačních čar je způsobeno naleptáním kovu do větší hloubky. Je zřejmé, že se ve Fryově leptadle deformovaný ferit rozpouští více než ferit nedeformovaný. Z tohoto zjištění vyplývá, že vnitřní pnutí je u měkké oceli soustředěno v určitých oblastech a není rovnoměrně rozděleno v celém objemu kovu *(obr. 111)*.

J. H. WHITELEY a A. F. HALLIMOND [20] zjistili, že se při rozpouštění tažených ocelových drátů v kyselině dusičné uvolňují plynné kysličníky dusíku v množství, které je úměrné stupni tváření. Z této závislosti mohl být určen např. počet zkrutů drátu.

Vnitřní pnutí v mosazných kondenzátorových trubkách z admirálského kovu*) se zjišťuje sublimátovou zkouškou, která se provádí ponořením krátkého úřezku trubky do roztoku 100 gramů dusičnanu rtuťnatého, 13 cm³ kyseliny dusičné (sp. v. 1,42) a 1000 cm³ vody. Trubka má vydržet 15minutové ponoření bez popraskání. Přesahuje-li vnitřní pnutí určitou mez, trubka podélně popraská. Tato zkouška slouží k zjišťování náchylnosti mosazných trubek k praskání („sezónním trhlinám“) vlivem vnitřního pnutí *(obr. 112)*.

Rekrystalizace tvářeného feritu pod teplotou přeměny může posloužit jako metoda na zjišťování vnitřních pnutí v měkké oceli. Po prodlouženém žíhání plasticky deformované oceli na teplotě 650 °C nastane zhrubnutí zrna v těch oblastech, které byly

*) Admirálský kov, angl. admiralty metal nebo admiralty brass, je α-mosaz, v níž část zinku je nahrazena cínem, aby se zvýšila pevnost a odolnost proti korozi. V češtině se volí zpravidla název námořní mosaz. — Pozn. red.



Obr. 115. Pístnice lodního dieselového motoru, která vlivem vnitřních pnutí praskla podélně a ohnula se.
(Snímek z knihy Sachs a van Horn: Practical Metallography)

kriticky tvářeny. Vzniknou velká zrna, která lze obvykle pozorovat již při malých zvětšeních. Při nižších nebo vyšších stupních deformace tento nadměrný růst zrn nenastane.

Rekrystalizace za studena tvářených kovů probíhá obecně v určitém rozmezí teplot, značně nižších, než je teplota tání. Například u zlata proběhne úplná rekrystalizace při 200 °C, u stříbra a mědi při této teplotě začíná a u hliníku a hořčíku začíná již při 150 °C. Zinek a kadmium rekrystalují při pokojové teplotě a cín a olovo při ještě nižších teplotách. Wolfram naproti tomu rekrystaluje až při vysokých teplotách (*obr. 113* a *114*). Teorii rekrystalizace podává R. Mehl [141].

IV. VNITŘNÍ PNUTÍ V RŮZNÝCH KOVOVÝCH VÝROBCÍCH

Popis vnitřních pnutí je obsažen v těchto pramenech uvedených v seznamu literatury:
Drát (ocelový): [113], duté válce: [100], [243], elektrolyticky vyloučené kovy: [115], hliníkové a hořčíkové slitiny: [121], [124], [120], [114] a [102], hřídele: [94], klikové hřídele: [99], ložiska: [92] a [117], odlitky: [116], [242], [245], pásy: [147], protlačované a děrované kovy: [122], pružiny: [91] a [118], přechody mezi různými průřezy: [97], řetězy: [111], svary: [105], [106], [107], [108] a [149], [221], [227], [233], [235], trubky tenkostěnné: [103], upevňovací svorníky: [112], výkovky: [89], za studena tažené nebo válcované kovy: [90] a [93], [226], závitové spoje: [96]
O pnutí vznikajících při metalurgických pochodech viz II. oddíl této kapitoly.

V. ŠKODLIVÉ ÚČINKY PNUTÍ

a) Jak bylo řečeno dříve, mohou být vnitřní pnutí v kovech vyvolána úmyslně, aby se zlepšily jejich mechanické vlastnosti. Jsou-li však vnitřní pnutí příliš vysoká, stávají se skrytou hrozbou pro trvanlivost a spolehlivost kovů. Poruchy způsobené nepředpokládaným vysokým pnutím jsou běžné *(obr. 115)*. Někdy může porušit nestabilní rovnováhu vnitřních sil i lehké poškození povrchu, např. hluboká ryska, a způsobit tak lom.

b) Vnitřní pnutí, která vznikají nerovnoměrným ochlazováním citlivých samokalitelných ocelí, způsobují hození nebo zkřivení kalené součástky.

c) Přetažení patentovaných drátů může způsobit, že dráty prasknou nebo se i rozštěpí podél vláken *(obr. 184, str. 213)*. Drátěná lana vyrobená z příliš tvrdých drátů se mohou snadno porušit třením o tvrdý povrch.

d) U železničních kol z tvrzené litiny vznikají při rychlém tuhnutí odlitku v kovové formě velká pnutí. Nejsou-li kola správně vyžíhána, praskají za provozu. Žíhají se v hrncových pecích, v nichž se kola skládají na sebe. Stane se, že nejhořejší kolo pod víkem pece není správně vyžíháno.



Obr. 116. Porucha olověného pláště elektrického kabelu

Praskání kol může být rovněž způsobeno ostrým přechodem mezi povrchovou vrstvou bílé litiny a jádrem z šedé litiny, pokud není přechod tvořen vrstvou melírované litiny.

e) Vnitřní pnutí způsobená zakalením cementovaných kruhových tyčí do vody bývají příčinou obvodových trhlin v tyčích, u nichž není přechod obsahu uhlíku od povrchu k jádru pozvolný.

f) Urychlení koroze vlivem vnitřních pnutí je všeobecně známo. Koroze za napětí je probrána v kapitole XVI *(obr. 116)*.

Doplněk inž. B. a inž. T.

g) Teplotní napětí vzniklá v ingotu po vsazení do pece a na počátku ohřevu způsobují za nepříznivých podmínek ohřevu ve spojení se zbytkovým pnutím vnitřní trhliny [240]. Tepelné trhliny vznikají pouze ve středové části ingotu, kde jsou tahová pnutí, a nedosahují až na povrch ingotu. Jen ve výjimečných případech se ingot rozpadne v peci na několik kusů.

Tepelné trhliny mají obvykle takový rozsah, že se ingot při válcování rozpadne. Za tepelné trhliny nelze považovat povrchové rozrušení celistvosti menšího rozsahu. Skutečná hodnota vnitřních pnutí závisí na řadě činitelů, jako je chemické složení, strukturní nestejnorodost, zbytková pnutí a velikost ingotu. Tepelná pnutí jsou nebezpečná do teploty 500 °C. Nad touto teplotou zvýšená plastičnost oceli odstraňuje nebezpečí výskytu trhliny.

h) Podle J. PŘIBYLA [241] je podstatou mapování kokil tahové napětí v pracovní vrstvě, které vzniká v době chladnutí kokily po sejmutí. Růst litiny je druhořadou příčinou. Přesto však nelze její vliv přehlížet. Primární růst je charakterizován rozpadem karbidů a není sám o sobě škodlivým pochodem. Sekundární růst nastává teprve tehdy, když nepatrnými prasklinami, vytvořenými pnutím kolem grafitových lístků, může nastat oxydace a napadání plynem. K zlepšení trvanlivosti kokil je nutno oddálit a zpomalit sekundární jevy.

i) Hlavní příčinou praskání chladnoucích odlitků je smršťování spojené s různým rozdělením teplot. Pnutí, které vzniká při smršťování, projevuje se dvěma účinky, a to buď praskáním (při tuhé konstrukci odlitku), anebo zborcením (při volné konstrukci odlitku). Pnutí vyvolaná v odlitku jsou způsobena pnutím tepelným, fázovým a smršťovacím. Přitom tepelné pnutí záleží na konstrukci odlitku, vlastnostech slitiny a vlastnostech formy.

Pnutí v odlitcích jsou téměř vždy důsledkem tepelného namáhání vzniklého nestejnoměrným ochlazováním po odlití nebo nestejnoměrným ohřevem při dalším zpracování [242]. Mohou být také způsobena odporem, který klade forma nebo jádra odlitku, a zabraňují tak volnému smršťování. Významná může být i otázka úpravy toku, jak to bylo zjištěno při odlévání automobilových válců z šedé litiny [243].

j) Studiem napjatosti pracovních válců k válcování za studena a z rozsáhlého rozboru provozních havárií se zjistilo, že k dosažení dlouhé trvanlivosti těchto válců je třeba, aby válce byly buď plné (bez vývrtu), nebo se zakaleným vývrtem [244]. Stejně tak je žádoucí, aby byly na pracovním povrchu zakaleny do určité hloubky, která je úměrná velikosti pracovního tlaku. Kromě těchto základních požadavků

je žádoucí pozvolný přechod zakalené vrstvy do nezakaleného jádra, velká tvrdost pracovního povrchu a samozřejmě také co nejnižší vnitřní pnutí. — (Konec doplňku)

*

VI. ODSTRAŇOVÁNÍ PNUTÍ

a) Vnitřní pnutí lze zcela odstranit vyžíháním na vysoké teploty s následujícím pomalým ochlazením. V technické praxi je však nejžádanější takové žíhání, při němž se zachová, alespoň částečně, užitečné zpevnění vyvolané tvářením. Aby se vyhovělo tomuto požadavku, není třeba provést úplné vyžíhání. G. SACHS a K. R. VAN HORN uvádějí pro různé kovy tyto teploty žíhání [7]:

měkká ocel a železo: 425 až 550 °C po dobu ½ hod. až 10 hodin, podle průřezu;
za studena tvářená uhlíková ocel: 500 až 650 °C, 1 hodina;
svary oceli: 650 °C, 1 hodina;
šedá litina: 475 až 600 °C, ½ hod. až 5 hodin;
odlitky z hořčíkových slitin: 300 °C, 3 hodiny;
niklová mosaz (pakfong): 250 °C, 1 hodina;
slitiny zlata (8 kt, obsahující zinek): 250 až 300 °C, ½ hod. až 1 hodina;

b) Austenitická nerezavějící ocel typu 18/8 aj., není-li stabilizována niobem nebo titanem, nemůže být vyžíhána, aniž se zhorší její odolnost proti korozi nebo sníží její zpevnění tvářením. Žíhání na odstranění zpevnění se u stabilizované oceli provádí v rozmezí teplot 725 až 850 °C.

Rovněž vytvrzené hliníkové slitiny typu duraluminu nelze vyžíhat na odstranění pnutí, aniž se zhorší jejich vlastnosti [7].

Další informace o žíhání jsou obsaženy v [133], [141], [142] a [145]. Práce [133] se problémy žíhání zabývá velmi podrobně a tabulka III v této publikaci zahrnuje mnoho praktických příkladů.

Žíhá-li se nad teplotou rekrystalizace, je odstranění vnitřního pnutí provázeno úplnou změnou mikrostruktury. Rekrystalizační teplota je charakteristická pro každý kov, ale závisí též na stupni a způsobu deformace.

c) Jiná metoda odstraňování pnutí záleží v plastickém deformování (nebo předpínání) kovových výrobků. Volí se hlavně ve třech případech: 1. při autofretáži (roztažení dělových hlavní a válců tvářením za studena), 2. při kuličkování nebo válečkování a 3. při tvarování pružin předpínáním.*)

Při autofretáži se dělové hlavně deformují vysokým hydraulickým tlakem tak, aby se vnitřní průměr zvětšil asi o 6 % a vnější asi o 1 %. Tímto zpracováním se elastická pevnost hlavní zvýší na dvojnásobek.

Účelem kuličkování a válečkování je zmenšení vlivu povrchových vrubů, čímž

---

*) Autor zde nevystihuje správně význam vyvolávání tlakového vnitřního pnutí, jak jsme je vysvětlili v poznámce na str. 128. Skutečné odstranění vnitřního pnutí mírným tvářením za studena nastává při rovnání tyčí, profilů a plechů vytahováním, uplatňujícím se zejména u hliníku a jeho slitin. U těchto výrobků s poměrně malým průřezem (tloušťkou) můžeme v prvním přiblížení předpokládat, že makroskopická vnitřní pnutí působí hlavně v podélném směru. Jejich velikost nepřesahuje mez pružnosti (průtažnosti), protože vyšší napětí se uvolnila plastickou deformací, která se projevuje jako pokřivení těchto výrobků. Vnitřním pnutím odpovídají v tomto případě pružné deformace řádu nanejvýš desetin procenta. Odlehčení po protažení až o 5 % probíhá prakticky zcela pružně, pokud zanedbáme nepatrnou anelasticitu materiálu, a vnitřní pnutí po rovnání se rovná maximálně rozdílům v napětí dosaženým při rovnání. Rovnáním vytahováním se proto velikost vnitřního pnutí řádově sníží. — Pozn. překl.

se zabrání předčasnému lomu. Tímto tvářením za studena se v povrchových vrstvách vyvolá tlakové pnutí [8], [136].

Tvarování pružin předpínáním se děje jejich napnutím nad mez průtažnosti. Ve všech případech výše uvedených je materiál podroben tváření za studena, které zvyšuje mez průtažnosti, a tím odolnost materiálu proti lomu.

Klíč k seznamu literatury

Oddíl I a II

Pnutí kombinovaná (složitá): [22]
Pnutí tepelná: [186], [220]
Pnutí zbytková: [23]
Pnutí vyvolaná: deformací (tvářením za studena): [25], [27], [44], [45], [198]
— kalením: [32], [42], [43],
— kováním: [30], [31],
— ohřevem: [14], [15],
— překrystalizací: [15], [26],
— svařováním: [185], [221],
— vruby a přechody: [155],
— zpracováním materiálu: [220]
Pnutí v tuhých látkách bez působení vnější síly: [24]
Rozložení pnutí: [21], [177]
Souvislost pnutí a únavy: [189]
Vliv pnutí na chemické vlastnosti kovů: [17], [20]

Oddíl III

Deformační obrazce na tvářeném hliníku: [204]
Měření pnutí: elektrickými přístroji: [60] [76]
— jinými metodami a průtahoměry (tenzometry): [49], [51] až [58], [61] až [66], [67] až [69], [80], [84], [88], [150], [175], [208], [209], [215], [217], [225] až [227], [233]
— křehkými laky: [81], [85], [87],
— magnetickými metodami: [59]
— ohybem listových pružin: [78], [223], [224]
— rentgenograficky: [70] až [72], [75], [170], [174], [176], [228] až [230], [234]
Rekrystalizace jako metoda na zjišťování stupně tváření: [79], [123], [168], [176]
Rozbor pnutí: [5], [13], [81], [85], [159], [172], [173], [203], [207], [215]
Různé metody — celkový přehled: [48], [50], [51], [171], [172]
Zjišťování pnutí chemickými metodami (leptáním): [20], [153]

Oddíl IV

Hliník a slitiny Al—Mg (plátovaný materiál): [114], [121], [124], [191], [196]
Letecké konstrukce: [218]
Ložiska ojnic: [117]
Ložiskové kuličky a kuličková ložiska: [92]
Napětí (pnutí): v drátech: [113], [199], [214]
— v hořčíkových slitinách: [219]
— ve hřídelích: [94]
— v ingotech: [192], [240]
— v konstrukčních součástech: [212]
— v klikových hřídelích: [99]
— v kotoučích: [91]
— v kovech elektrolyticky vyloučených: [115]
— v kovech tepelně zpracovaných: [89], [101], [102]
— v kovech tvářených za studena: [198], [236]
— v kruhových membránách: [95]
— v litině: [152], [158], [164], [165], [241], [245]
— v mědi (praskání vlivem rtuti): [194]
— v oceli: [119], [237] až [239]
— v odlitcích: [116], [201], [231], [232], [242], [243]
— v ohybu: [211]
— v ozubených kolech: [213]
— v pístech: [163]
— v pružinách: [91], [118], [157]
— v přechodových průřezech: [97]
— v rámech strojů: [162]
— v řetězových článcích: [111]
— ve slitinách Fe—Ni: [187]
— v součástech tažených za studena: [90], [110]
— ve svarech: [105] až [109], [235]
— ve šroubových spojích: [112]
— v trubkách: [103], [104]
— ve válcích: [100], [160] až [163], [190], [205], [218]
— při válcování: [43]
— ve výkovcích: [89]
— ve výliscích: [90]
— v zátavech kov—sklo: [167]

Pnutí v okolí eliptických necelistvostí v materiálu: [18]
Tepelná pnutí: [89]

Oddíl V

Příznivé vlivy vnitřních pnutí: autofretáž: [29]
— jiné vlivy: [178], [180], [181], [182]

Oddíl VI

LITERATURA KE KAPITOLE VIII

Oddíl I a II

1. A. Nadai: Plasticity, McGraw-Hill Book Co., New York (1931); 2nd Revised Ed.: *Theory of Flow and Fracture of Solids* (1950).
2. S. Timoshenko: *Theory of Elasticity*, McGraw-Hill Book Co., New York (1934).
3. C. S. Barrett: Internal Stresses. A Review. *Metals & Alloys* (June to Oct. incl., 1934).
4. Maxwell Gensamer: *Strength of Metals Under Combined Stresses*. A. S. M. (1941).
5. C. S. Barrett and M. Gensamer: Stress Analysis by X-Ray Diffraction. *Physics, 7* (1936).
6. Prof. A. Martens: *Handbook of Testing Materials for the Constructor*. John Wiley & Sons (1899).
7. George Sachs and Kent R. Van Horn: *Practical Metallurgy*, 5th Printing. A. S. M. (1948).
8. John O. Almen: Improving Fatigue Strength of Machine Parts. *Mech. Eng.* (1943).
9. F. R. N. Nabarro: Lászlo's Papers on Tessellated Stresses: A Review. *J. Ins. Metals, Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys* (1947).
10. A. Gleyzal: General Stress-Strain Laws of Elasticity and Plasticity. *J. App. Mechanics, 13* (Dec. 1946).
11. Henry D. Hibbard: Internal Stresses and Strains in Iron and Steel. *Trans. A. I. M. E., 37* (1906).
12. H. F. Moore: A Study of Residual Stresses and Size Effect and a Study of the Effect of Repeated Stresses on Residual Stresses Due to Shot-Peening of Two Steels. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal.*, 2 (No. 1, 1944) 170.
13. James H. Cissel: *Stress Analysis and Design of Elementary Structures*, 2nd Ed., John Wiley & Sons, New York (1948).
14. H. Buchholtz and H. Bühler: Relation Between Stresses due to Heating and the Tensile Properties of Steel. *Arch. Eisenhüttenw., 6* (1933).
15. H. Bühler and E. Scheil: The Joint Effect of Heat and Transformation Stresses in Quenched Steels. *Arch. Eisenhüttenw., 6* (1933).
16. E. Orowan: Classification and Nomenclature of Internal Stresses. J. Inst. Metals, *Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys* (1947).
17. H. R. Evans: Influence of Residual Stress on Chemical Behavior. *J. Inst. Metals, Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys* (1947).
18. A. J. Durelli and W. M. Murray: Stress Distribution Around an Elliptical Discontinuity in any Two-Dimensional, Uniform and Axial, System of Combined Stress. *Proc. Soc. Exptl. Stress. Anal., 1* (No. 1, 1943) 19.
19. R. E. Peterson: Application of Stress Concentration Factors in Design. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal., 1* (No. 1, 1943) 118.
20. J. H. Whiteley and A. F. Hallimond: The Chemical Detection of Strain in Iron and Steel by Their Reaction with Nitric Acid. *Iron Steel Inst.: London, Carnegie Schol. Mem., 9* (1918).
21. W. M. Murray: An Adjunct to the Strain Rosette. Discussion of the Paper by J. H. Meier, H. M. Hansen and R. Baumberger. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal., 1* (No. 1, 1943) 128.
22. Joseph Marin: Experiments on Combined Stresses. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal., 1* (No. 2, 1943) 35.
23. Henry O. Fuchs: Trapped Stresses. *Machine Design, 20* (July 1948).
24. J. Seigle: Internal Stresses Existing in Solid Bodies in the Absence of External Forces. *Rev. ind. minérale, Mém.* (1930).
25. F. P. Bowden and A. J. W. Moore: Internal Stresses Produced by the Sliding of Metals. *J. Inst. Metals, Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys* (1947).

26. Prof. F. C. Thompson: Internal Stresses Arising from Transformation in Metals and Alloys. *Ibid.*
27. R. E. Peterson and J. M. Lessells: Effect of Surface-Strengthening on Shafts Having a Fillet or a Transverse Hole. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal., 2* (No. 1, 1944) 191.
28. F. P. Bowden: The Experiments of Boas and Honeycombe on Internal Stresses Due to Anisotropic Thermal Expansion of Pure Metals and Alloys. *J. Inst. Metals, Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys* (1947).
29. A. G. Warren: Autofrettage. *Ibid.*
30. G. Sachs: Forging Stresses, Heat-Treatment Stresses and Thermal Stresses. *Mitt. deut. Materialprüfungsanstalt.* (Sonderheft 10, 1930).
31. A. Portevin: Internal Strains during Forging and Annealing after Forging. *Rev. mét., 21* (Dec. 1924).
32. R. M. Brick, Arthur Phillips and A. J. Smith: Quenching Stresses and Precipitation Reaction in Aluminum-Magnesium Alloys. *Metals Technol.* (Sep. 1935).
33. A. N. Stroh: The Formation of Cracks in Plastic Flow. II. *Proc. Roy. Soc. (London), Series A, 232* (Nov. 22, 1955) 548—560.
34. W. A. Wood and N. Dewsnap: Internal Stresses in Metals. *Nature, 161* (May 1, 1948).
35. G. B. Greenough: Internal Stresses in Metals. *Nature, 161* (May 1, 1948).
36. E. C. W. Perryman: Note on the Effect of Cold Work on the Rate of Precipitation in Aluminium — 7 per cent Magnesium and Aluminium — 8 per cent Magnesium — 1 per cent Zinc Alloys. *J. Inst. Metals, Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys* (1947).
37. C. C. Earley: A Note on the Effect of Internal Stresses on the Rates of Transformation in Iron-Nickel Alloys. *J. Inst. Metals, Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys* (1947).
38. J. Erler: Some Problems of Residual Stress Related to Metallurgy. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal., 2* (No. 1, 1944) 205.
39. J. H. Meier: Some Aspects of Observing the Performance of Large Machinery under Operating Conditions. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal., 1* (No. 2, 1943) 12.
40. Elgin L. Shaw: Some Phases of Structural Research at Goodyear Aircraft Corporation. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal. 1* (No. 2, 1943) 90.
41. H. Brearley: *The Heat Treatment of Tool Steel*, Longmans, Green & Co., London (1911).
42. G. Wassermann: Quenching Stresses. *Mitt. Kaiser-Wilhelm-Inst. Eisenforsch.* Düsseldorf, *17* (1935).
43. L. W. Kempf, H. L. Hopkins and E. V. Ivanso: Internal Stresses in Quenched Aluminum and Some Aluminum Alloys. *Trans. A. I. M. E., Inst. Metals Div., 111* (1934).
44. E. P. Polushkin: Effect of Cold Work on the Microstructure of Low Carbon Steel Tubes. *Trans. A. S. M.* (1934).
45. John F. Keller: *Lectures on Steel and its Treatment.* A. S. S. T. (1930).
46. Sir Henry Carpenter and J. M. Robertson: *Metals*, Vol. I and II, Oxford University Press, London (1939).
47. C. O. Dohrenwend, D. C. Drucker and Paul Moore: Transverse Impact Transients. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal., 1* (No. 2, 1943) 1.

Oddíl III

48. Charles S. Barrett: A Critical Review of Various Methods of Residual Stress Measurement. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal., 2* (No. 1, 1944) 147.
49. Karl F. Smith: Types of Strain Measuring Devices and Their Range of Utility. *Product Eng., 18* (Jan. 1947).
50. R. King: The Investigation of Internal Stresses by Physical Methods other than X-Ray Methods. *J. Inst. Metals, Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys* (1947).
51. H. Ford: Mechanical Methods for the Measurement of Internal Stress. *Ibid.*
52. E. E. Hoskins and R. C. Oleson: An Electrical Computer for the Evaluation of Strain-Rosette Data. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal., 2* (No. 1, 1944) 67.
53. J. H. Meier and W. R. Mehaffey: Electronic Computing Apparatus for Rectangular and Equiangular Strain Rosettes. *Ibid., 2* (No. 1, 1944) 78.

54. J. Mathar: Determination of Initial Stresses by Measuring the Deformation Around Drilled Holes. *Trans. A. S. M. E., 56* (1934).
55. Claude M. Hathaway: Electrical Instruments for Strain Analysis. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal., 1* (No. 1, 1943) 83.
56. H. J. Grover: The Use of Electric Strain Gages to Measure Repeated Stresses. *Ibid., 1* (No. 1, 1943) 110.
57. C. H. Gibbons: The Use of the Resistance Wire Strain Gage in Stress Determination. *Ibid., 1* (No. 1, 1943) 41.
58. A. R. Anderson and C. R. Nevitt: Application of Electric Strain Gages to Shipbuilding Problems. *Ibid., 1* (No. 1, 1943) 1.
59. B. F. Langer: Design and Application of a Magnetic Strain Gage. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal., 1* (No. 2, 1943) 82.
60. G. M. Magee and Randon Ferguson: Application of Electric Measuring Equipment in Railroad Research. *Ibid., 2* (No. 1, 1944) 1.
61. H. N. Hill: Some Experiences in Experimental Stress Determination at the Aluminum Research Laboratories. *Ibid., 2* (No. 1, 1944) 18.
62. A. V. De Forest and F. B. Stern, Jr.: Stresscoat and Wire Strain Gage Indications of Residual Stresses. *Ibid., 2* (No. 1, 1944) 161.
63. A. E. McPherson: Measurement of Residual Stresses in a Magnesium Casting. *Ibid., 2* (No. 1, 1944) 200.
64. R. Baumberger and F. Hines: Practical Reduction Formulas for Use on Bonded Wire Strain Gages in Two-Dimensional Stres Fields. *Ibid., 2* (No. 1, 1944) 113.
65. A. Weigand: Determination of the Stress Concentration Factor of a Stepped Shaft Stressed in Torsion by means of Precision Strain Gage. *N. A. C. A., Tech. Mem., No. 1179* (Sep. 1947).
66. J. H. Lamble: Experimental Method of Stress Analysis. *Engineering, 165* (May 7, 1948).
67. A. H. Flax and M. C. Wardle: Application of Electric Strain Gages to Aircraft Design Problems. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal., 2* (No. 1, 1944) 50.
68. John Lowe 3rd: An Apparatus for Determining Pressure Distributions. *Ibid., 2* (No. 1, 1944) 41.
69. R. O. Fehr and E. R. Parker: Measurement of Dynamic Stress and Strain in Tensile Test Specimens. *Ibid., 1* (No. 1, 1943) 76.
70. D. E. Thomas: Measurement of Internal Stresses by X-Rays. *J. Inst. Metals, Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys (1947).*
71. W. A. Wood: Some Fundamental Aspects of the Application of X-Rays to the Study of Locked-Up Stresses in Polycrystalline Metals. *Ibid.*
72. H. Lipson: The Principles of the Interpretation of X-Rays Photographs of Imperfect Crystals. *J. Inst. Metals, Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys* (1947).
73. Sir Lawrence Bragg: Effects Associated with Stresses on a Microscopic Scale. *Ibid.*
74. J. T. Norton and D. Rosenthal: Stress Measurement by X-Ray Diffusion. *Ibid.*
75. J. T. Norton and D. Rosenthal: Applications of the X-Ray Diffraction Method of Stress Measurement to Problems involving Residual Stresses in Metals. *Ibid.*
76. W. M. Murray: Machine Solution of the Strain-Rosette Equations. *Ibid.*
77. A. H. Willis: The Analysis of Strain and Its Graphical Representation. *Engineering, 165* (May 14, 1948).
78. J. E. Reeve: Leaf-Spring Deflection. *Machinery* (London), *72* (May 20, 1948).
79. K. B. Valentine: Recrystallization as a Measurement of Relative Shot-Peening Intensities. *A. S. M.*, Preprint No. 24 (1947).
80. B. Sugarman: A Photoelastic Approach to Stress Modifications Caused by Inhomogeneities. *J. Inst. Metals, Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys* (1947).
81. Greer Ellis: Practical Strain Analysis by Use of Brittle Coatings. *Ibid.*
82. Charles H. Norris: Model Analysis of Structures. *Ibid.*
83. William H. Bonnell: Aircraft Static Testing and Its Relation to Stress Analysis. *Ibid.*
84. Arthur C. Ruge: The Bonded Wire Gage Torquemeter. *Ibid.*
85. M. Hetényi and W. E. Young: Application of the Brittle Lacquer Method in the Stress Analysis of Machine Parts. *Ibid.*
86. John M. Lessells and G. S. Cherniak: The Measurement of Stresses in Steam Hammer Piston Rods. *Ibid.*

87. A. J. Durelli: What Kind of Information Does Brittle Coating Give? Part I. *Product Eng.*, *19* (June 1948).
88. G. A. Brewer: Measurement of Strain in the Plastic Range. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal.*, *1* (No. 2, 1943) 105.

Oddíl IV

89. G. Sachs: Forging Stresses. Heat-Treatment Stresses and Thermal Stresses. *Mitt. deut. Materialprüfungsanstalt.* (Sonderheft 10, 1930).
90. J. D. Jevons: *The Metallurgy of Deep Drawing and Pressing.* Mapleton House, Brooklyn, N. Y. (1940).
91. John O. Almen: Uniform-Section Disk Spring. *Trans. A. S. M. E.* (May 1936).
92. John O. Almen: Lubricants and False Brinelling of Ball and Roller Bearings. *Mech. Eng.* (June 1937).
93. F. Forrest: Residual Stresses in Beams After Bending. *J. Inst. Metals, Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys* (1947).
94. Max. M. Frocht: Studies in Three-Dimensional Photoelasticity Stresses in Bent Circular Shafts with Transverse Holes, Correlation with Results from Fatigue and Strain Measurements. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal.*, *2* (No. 1, 1944) 128.
95. Herbert H. Stevens, Jr.: Behavior of Circular Membranes Stretched above the Elastic Limit by Air Pressure. *Ibid.*, *2* (No. 1, 1944) 139.
96. M. Hetényi: The Distribution of Stress in Threaded Connections. *Ibid.*, *1* (No. 1, 1943) 147.
97. Donald C. Berkey: Reducing Stress Concentration with Elliptical Fillets. *Ibid.*, *1* (No. 2, 1943) 56.
98. A. Fry: Strain Figures in Ingot Steel Revealed by a New Etching Process. *Stahl u. Eisen* (No. 32, 1921).
99. William G. Johnson: Residual Stresses in Crankshafts. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal.*, *2* (No. 1, 1944) 214.
100. H. Buchholtz and H. Bühler: Internal Stresses in Heat-Treated Hollow Steel Cylinders. *Arch. Eisenhüttenw.*, *7* (Nov. 1933).
101. H. Buchholtz and H. Bühler: Relation Between Stresses due to Heating and the Tensile Properties of Steel. Arch. *Eisenhüttenw.*, *6* (Jan. 1933).
102. L. E. Benson: Control of Internal Stresses in Heat Treated Aluminum Alloy Parts. *J. Inst. Metals*, *72* (July 1946).
103. G. Sachs and G. Espey: Stress Distribution in Thin-Walled Tubing. *Metals Technol.* (Oct. 1941).
104. D. K. Crampton: Some Effects of Internal Stress on Properties of Drawn Brass Tubes. *Trans. A. I. M. E.*, *104* (1933) 194.
105. E. O. Patton, B. M. Gorbounov and D. O. Bershtein: Behavior of Residual Stresses under External Load and Their Effect on Strength of Welded Structures. *Welding J.* (N. Y.), *23* (Sep. 1944); abstracted by M. A. Cordovici from *Ukrain. Acad. Sci.* (1937).
106. E. G. Coker, Miss R. Levi and R. Russel: The Stresses in Fusion Joints. *Proc. Inst. Mech. Engrs.* (London), *124* (1933).
107. R. Weck: Residual Stresses Due to Welding. *J. Inst. Metals, Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys* (1947).
108. H. Gehring: Shrinkage Stresses in Electric Butt Welds. *Mitt. Forsch. Inst. Ver. Stahlwerke A.-G. Dortmund*, *3* (No. 5, 1933).
109. E. H. Schulz and W. Püngel: Shrinkage Stresses in Electrically Welded Butt-Joints. *Stahl u. Eisen*, *53* (Nov. 30, 1933).
110. E. Siebel and E. Weber: Stresses and Flow of Material in the Drawing of Tubes. *Mitt. Kaiser-Wilhelm-Inst. Eisenforsch. Düsseldorf*, *16* (No. 20, 1934).
111. A. J. S. Pippard and C. V. Miller; The Stresses in Links and their Alteration in Length under Load. *Proc. Inst. Mech. Engrs. (London)*, *2* (1923).
112. C. Lipson: Strength Considerations in the Bolt Fastening Design. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal.*, *1* (No. 2, 1943) 101.
113. D. Faggiani: Internal Stresses in Strain Hardened and Tempered Steel Wire. *Metallurgia ital.*, *24* (No. 8, 1932).
114. R. M. Brick: Residual Stresses in Aluminum Alloys. *Aluminum and Magnesium*, *3* (Dec. 1946).
115. A. W. Hothersall: Stresses in Electrodeposited Metals. *J. Inst. Metals, Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys* (1947).

116. H. Ellis: Internal Stresses in Steel Castings. *Ibid.*
117. C. Lipson: Distortion and Stresses in Connecting Rod Bearings. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal., 1* (No. 1, 1943) 32.
118. C. O. Dohrenwend: Measured Eccentricities and Strains in the Volute Spring. *Ibid., 1* (No. 1, 1943) 94.
119. H. Bühler: Self-Stresses in Roller-Polished Steel Rods. *Arch. Eisenhüttenw.* (No. 8, May 1935).
120. J. A. Miller: Stress-Strain and Elongation Graphs for Alclad Aluminum Alloy 24 ST81 Sheet. *N. A. C. A., Tech. Notes, No. 1513* (May 1948).
121. R. M. Brick, Arthur Phillips and A. J. Smith: Quenching Stresses and Precipitation Reaction in Aluminum-Magnesium Alloys. *Metals Technol.* (Sep. 1935).
122. R. Hill: A Theoretical Analysis of the Stresses and Strains in Extrusion and Piercing. *J. Iron Steel Inst.* (London), *158* (Feb. 1948).
123. K. B. Valentine: Recrystallization as a Measurement of Relative Shot-Peening Intensities. *A. S. M.*, Preprint No. 24 (1947).
124. E. W. Kempf, H. L. Hopkins and E. V. Ivanso: Internal Stresses in Quenched Aluminum and Some Aluminum Alloys. *Metals Technol.* (Feb. 1934).

Oddíl V

125. Prof. J. H. Andrew and Hsun Lee: Internal Stresses and the Formation of Hair-Line Cracks in Steel. *J. Inst. Metals, Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys* (1947).
126. Prof. H. O.'Neill: Internal Stresses in Railway Materials. *Ibid.*
127. E. H. Bucknall, W. Nicholls and L. H. Taft: Delayed Cracking in Hardened Alloy Steel Plates. *Ibid.*
128. O. J. Horger, H. R. Neifert and R. R. Regen: Residual Stresses and Fatigue Studies. *Proc. Soc. Exptl. Stress anal., 1* (No. 1, 1943) 10.
129. J. A. Wheeler: The Stress System Causing Hard-Zone Cracking in Welded Alloy Steels. *J. Inst. Metals, Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys* (1947).
130. W. P. Rees: Note on Stress-Corrosion Cracking of Steels in the Presence of Sulphur Compounds. *Ibid.*
131. Maurice Cook: The Relation of Composition to Stress-Corrosion Cracking in Copper Alloys. *Ibid.*

Oddíl VI

132. Sub-Committee T. S. 17 of the Technical Council of the Institute of British Foundrymen, Report. — *Stress Relief Treatment of Iron Castings.*
133. A. S. M., Sub-Committee on Relief of Residual Stresses. — Relief of Residual Stresses. *Metals Handbook* (1948) 237—243.
134. The Shortening of Eyebars to Equalize the Stress. *Am. Ry. Eng. Assoc. Bull., 48* (No. 460, June-July 1948).
135. Battelle Memorial Institute. — *Prevention of the Failure of Metals under Repeated Stress*, John Wiley & Sons, New York (1941).
136. H. F. Moore: Strengthening Metal Parts by Shot-Peening. Part II. *Iron Age, 158* (Dec. 5, 1946).
137. O. J. Horger and H. R. Neifert: Improving Fatigue Resistance by Shot-Peening. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal., 2* (No. 1, 1944), 178.
138. Alberto Oreffice: Advantages of Shot-Peening. *Metal Progr., 53* (June 1948).
139. J. C. W. Humfrey: Stresses Induced by the Shot-Peening of Leaf Springs. *J. Inst. Metals, Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys* (1947).
140. R. A. LaCombe: Cutting Material and Production Costs with Shot-Peening. *Production Engineering and Management, 19* (May 1947).
141. Robert F. Mehl: Recrystallization. *A. S. M. Metals Handbook* (1948) 259—263.
142. K. Saito: The Effect of Annealing on the Release of Internal Stress in Cold Drawn Rods. Kinzoku-no-Kenkyu (Journal for the Study of Metals), *12* (1935).
143. Lamotte Grover: Effect of Heat Upon Residual Stresses. *Iron Age* (Aug. 16, 1945).
144. W. Betteridge: The Relief of Internal Stresses in Aluminum Alloys by Cold Working. *J. Inst. Metals, Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys* (1947).
145. N. F. Ritchey and P. A. Berghorn: Annealing for Stress Relief. *Die Castings, 5* (Dec. 1947).

146. D. G. Sopwith: The Production of Favorable Internal Stresses in Helical Compression Springs by Pre-Stressing. *J. Inst. Metals, Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys* (1947).
147. R. McBaker, R. E. Ricksecker and W. M. Baldwin: Development of Residual Stresses in Strip Rolling. *Metals Technol., 15* (April 1948).
148. G. H. Neugebauer: Stress Concentration Factors and Their Effect on Design. *Product Eng., 14* (Feb. 1943).
149. W. Spraragen and G. E. Clausson: Shrinkage Stresses in Welding. *J. Am. Welding Soc.*, Supplem. (Nov. 1937).
150. W. B. Dobie and P. C. G. Isaac: *Electric Resistance Strain Gauges*, The Macmillan Co., New York (1949).
151. F. G. Frank: The Origin of Dislocations. *U. S. Dept. Commerce, Office of Tech. Services, Symposium on the Plastic Deformation of Crystalline Solids* (1950) 89—99; discussion pp. 100—102.
152. Alfred Thürmer: Stresses in Enameled Cast Iron. *Ber. deut. keram. Ges., 28* (Sep. 1951) 504—511; in German.
153. Editorial. — The Lüders Deformation of Mild Steel. *Proc. Phys. Soc.* (London), *64*, Section *B* (Dec. 1, 1951) 1085—1086.
154. Editorial. — Strains and Stresses. *Metal Progr., 60* (Dec. 1951) 162, 164.
155. Herbert F. Hardrath and Lachlan Ohman: A Study of Elastic and Plastic Stress Concentration Factors due to Notches and Fillets in Flat Plates. *N. A. C. A., Tech. Notes, No. 2566* (Dec. 1951) 23 pages.
156. H. Fealdman: Strain Rosette Analysis. *Engineer, 194* (Sep. 12, 1952) 341—342.
157. O. B. Meyers: Residual Stresses in Springs. *Product Eng., 23* (July 1952) 148 až 149.
158. M. M. Hallett and P. D. Wing: Stress-Relief Heat Treatment of Alloy Cast Iron. *Foundry Trade J., 87* (Aug. 11, 1949) 177—183.
159. N. H. Polakowski: Effect of Residual Stresses on Yielding and Strain-Aging of Carbon Steel. *J. Iron Steel Inst.* (London), *172* (Dec. 1952) 369—376.
160. R. J. King: Residual Stresses in Cylinder Blocks. *A. S. T. M., Special Tech. Publ., No. 97* (1950) 11—15; discussion pp. 19—20.
161. S. J. Stockett and H. W. Lownie, Jr.: Analysis of Locked-in Stresses in Automotive Cylinder Blocks. *A. S. T. M., Special Tech. Publ., No. 97* (1950) 16—18; discussion pp. 19—20.
162. H. M. Hardy and T. O. Kuivinen: Strain Testing of Crankshafts, Engine Frames, and Cylinders. *A. S. T. M., Special Tech. Publ., No. 97* (1950) 21—28.
163. C. L. Newton and J. D. Swannack: Strain Gage Tests on Diesel Cylinder Blocks, Heads and Pistons. *A. S. T. M., Special Tech. Publ., No. 97* (1950) 29—33.
164. Oliver Smalley: Stress-Strain Tests on Rectangular Cast Iron Beams. *A. S. T. M., Special Teeh. Publ., No. 97* (1950) 34—43; discussion pp. 50—52.
165. H. M. Hardy and T. O. Kuivinen: Stress-Strain Tests on Various Cast Iron Beam Sections. *A. S. T. M., Special Tech. Publ., No. 97* (1950) 44—49; discussion pp. 50—52.
166. W. R. Osgood, editor: *Residual Stresses in Metal and Metal Construction*. Reinhold Publishing Corp., New York (1954) 363 pages.
167. F. W. Martin: Stresses in Glass-Metal Seals: I. The Cylindrical Seal. *J. Am. Ceram. Soc., 33* (July 1, 1950) 224—229.
168. A. Laloeuf and Ch. Crussard: Relation between the Deformation and Recrystallization of Monocrystals of Aluminum. *Rev. mét., 48* (June 1951) 462—470; discussion p. 470; in French.
169. W. A. P. Fisher: Methods for Measuring Stress and Strain in Solids. *Nature, 158* (Oct. 19, 1946) 537—539.
170. James N. Good: Residual Stress Analysis of Overspeeded Disk with Central Hole by X-Ray Diffraction. *N. A. C. A., Res. Mem., No. E8E11* (July 23, 1948) 30 pages.
171. R. G. Manley: Computer for Principal Stresses. *Engineering, 164* (Oct. 10, 1947) 340—341.
172. L. Hausseguy and H. Martinod: New Non-Destructive Process for Determining Residual Stresses of Surfaces. *Recherche aéronaut.* (No. 37, Jan-Febr. 1954) 43—50; in French.
173. R. A. Beaumont: Proof Stress Determination. *Aircraft Prod., 8* (Jan. 1946) 42—51.
174. S. O. Tsobkallo and D. M. Vasil'ev: X-Ray Determination of Principal Stresses Using a Notch Method. *Zavodskaja Lab., 15* (April 1949) 468—470; in Russian.

175. L. P. Zick and C. E. Carlson: Strain Gage Technique Employed in Studying Propane Tank Stresses under Service Conditions. *Steel, 122* (April 12, 1948) 86—88.
176. George Sachs, Charles S. Smith, Jack D. Lubahn, Gordon E. Davis and Lynn J. Ebert: Nondestructive Measurement of Residual and Enforced Stresses by Means of X-Ray Diffraction. *Welding J.* (N. Y.), *25,* (July 1946) 400s—412s.
177. George Sachs and W. F. Brown: Aluminum Alloy Strain Distribution at Elevated Temperature. *Am. Machinist, 89* (Nov. 22, 1945) 114—117.
178. J. O. Almen: Residual Stress can be Beneficial or Might Cause Failure of Part. *Product. Eng., 17* (Aug. 1946) 81—85.
179. Albert Borowik: Ferromagnetic Metals: Identification and Measurement of Internal Stresses. Part I. Magnetic Tests. *Iron and Steel* (London), *21* (March 1948) 81—86.
180. J. A. Pope: Pre-Stressing of Springs. *Wire Ind., 15* (July 1948) 455—456.
181. R. B. Huyett: Shot-Peening Increases Life of Machinery Parts. Part I. *Steel Processing, 33* (Sep. 1947) 553—557, 573.
182. R. B. Huyett: Shot-Peening Increases Life of Machinery Parts. Part II. *Steel Processing, 33* (Oct. 1947) 609—613, 638, 647.
183. R. L. Mattson: How Processing Introduces Residual Stresses. *S. A. E. Journal, 62* (May 1954) 58—59.
184. Reid L. Kenyon: Thermal Stresses in Wrought Steel Wheels. *Railway Mechanical Engineer, 120* (Aug. 1946) 400—405.
185. E. Chapman: Final Report: Weld Stress Committee. *Welding J.* (N. Y.), *28* (June 1949) 271s—274s.
186. B. J. Aleck: Thermal Stresses in a Rectangular Plate Clamped Along an Edge. *J. Appl. Mechanics, 16* (No. 2, June 1949) 118—122; *Trans. A. S. M. E., 71* (1949).
187. Tadao Sano: Residual Stresses in Fe-Ni Alloys Partly Transformed from y to a. *Nippon Kinzoku Gakkai-Shi* (J. Japan Inst. Metals (Sendai)), *13* (March 1949) 19—22; in Japanese.
188. M. G. Corson: Effects of Internal Stresses. *Metal Progr., 56* (Aug. 1949) 242—244, 250, 252, 254.
189. Charles W. Gadd, Andrew Zmuda and N. A. Ochiltree: Correlation of Stress Concentration with Fatigue Strength of Engine Components. *S. A. E. Journal, 53,* (Nov. 1945) 640—647.
190. P. W. Bridgman: Large Plastic Flow and the Collapse of Hollow Cylinders. *J. Appl. Phys., 19* (March 1948) 302—305.
191. Norris F. Dow and William A. Hickman: Effect of Variation in Rivet Diameter and Pitch on the Average Stress at Maximum Load for 24S-T3 and 75S-T6 Aluminum Alloy, Flat, Z-Stiffened Panels that Fail by Local Instability. *N. A. C. A., Tech. Notes, No. 2139* (July 1950) 24 pages.
192. Tokutaro Hirone and Noboru Tsuya: Internal Stress Due to Cooling of the Cylindrical Steel Ingots. *Science Repts. Research Insts., Tôhoku Univ., Ser. A, 1* (Aug. 1949) 111—113.
193. J. S. Koehler and T. H. Blewitt: Evidence for a Change in the Nature of Work Hardening at Small Strains. *Phys. Rev., Ser. 2, 75* (June 15, 1949) 1952—1953.
194. J. Neill Greenwood: Stress-Cracking of Copper by Mercury. *J. Inst. Metals, 81* (March 1953); *Bull. Inst. Metals, 1* (March 1953) 177—178.
195. Hugh L. Logan: Residual Stresses in Chromium Plated Steel. *Metal Progr., 58* (July 1950) 75—76.
196. E. G. Thomsen, I. Lotze and J. E. Dorn: Fracture Strength of 75 S-T Aluminum Alloy under Combined Stress. *N. A. C. A., Tech. Notes, No. 1551* (July 1948) 30 pages.
197. P. Cavanagh, T. Wlodek, B. Chalmers and U. Martius: Internal Microstrain and the Deformation and Failure of Metals. I. The Possibilities of Using the Correlation between Internal Microstrain and Magnetic Properties in the Study of Metal Failure. *Can. Mining Met. Bull., 43* (May 1950) 251—253; *Trans. Can. Inst. Mining Met., 53* (1950) 166—168.
198. J. J. Klingler and G. Sachs: Dependence of the Stress-Strain Curves of Cold-Worked Metals Upon the Testing Direction. *J. Aeronaut. Sci., 15* (March 1948) 151—154.
199. W. T. Read, Jr.: Formulas for the Determination of Residual Stress in Wires by the Layer Removal Method. *J. Appl. Phys., 22* (April 1951) 415—416.

200. R. Schnabbe, R. Mailänder, and H. J. Wiester: Local Stress-Relief Annealing. *Brennstoff-Wärme-Kraft, 3* (March 1951) 79—85; in German.
201. M. M. Hallett: Internal Stress in Castings. *Proc. Inst. Brit. Foundrymen, 45* (1952) A179—A185; discussion pp. A185—A189.
202. G. E. Dieter, G. T. Horne, and R. F. Mehl: Statistical Study of Overstressing in Steel. *N. A. C. A., Tech. Notes, No. 3211* (April 1954) 34 pages.
203. J. B. Hartman and R. E. Benner: Stress Analysis in Design. *Machine Design, 26* (June 1954) 144—150.
204. Bani R. Banerjee: A Study of the Strain Markings in Aluminum. *J. Metals, 3* (July 1951) 547—548; *Trans. A. I. M. E., 191* (1951) 547—548.
205. J. H. Faupel and A. R. Furbeck: Influence of Residual Stress on Behavior of Thick-Wall Closed-End Cylinders. *Trans. A. S. M. E., 75* (April 1953) 345—354.
206. E. G. Thomsen and J. T. Lapsley, Jr.: Experimental Stress Determination within a Metal During Plastic Flow. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal., 11* (No. 2, 1954) 59—68.
207. Greer Ellis: Brittle Coatings for Stress Analysis. Part II. *Tool Engineer, 27* (July 1951) 49—50.
208. M. J. Sargeaunt: Electrical Resistance Strain Gauges. *Machinery Lloyd. Overseas Ed., 23* (June 9, 1951) 79, 81, 83, 85—86.
209. C. Rohrbach: The Strain Gage Method. III. Handling of Industrial Strain Gages. *A. t. M.* (No. 221, June 1954) 135—138; in German.
210. R. W. Cahn: Internal Strains and Recrystallization. *Progress in Metal Physics,* Interscience Publishers, New York (1950) 151—176.
211. M. M. Leven and M. M. Frocht: Stress-Concentration Factors for Single Notch in Flat Bar in Pure and Central Bending. *J. Appl. Mechanics, 19* (Dec. 1952); *Trans. A. S. M. E., 74* (1952) 560—561.
212. J. W. Carter: Stress Concentration in Built-Up Structural Members. *Am. Ry. Eng. Assoc. Bull., 53* (June-July 1951) 1—34.
213. A. Thum and K. Richard: Working Stresses and Working Strength of Spur Gears. *Engineers' Digest, 14* (Jan. 1953) 9—12.
214. R. Hill and S. J. Tupper: A Theoretical Analysis of the Stresses and Strains in Wire-Drawing. *Strength & Testing of Materials, Vol. 6, Part I. Theoretical Papers on Strength and Deformation* (1952) 205—224.
215. L. J. Waisman and A. Phillips: Simplified Measurement of Residual Stresses. *Proc. Soc. Exptl. Stress Anal., 11* (No. 2, 1954) 29—44.
216. A. Knight and H. E. Morgan: Mechanical Methods of Measuring Internal Stress. Split Ring Method as Applied to a Cold Drawn Cylindrical Cup. *Strength & Testing of Materials, Vol. 6, Part II. Testing Methods and Test Results* (1952) 50—60.
217. Hans Bühler and Walter Schreiber: How to Determine Internal Stresses in Bars and Tubes by the Sachs Drilling Methods. *Métaux (Corrosion-Inds.), 27* (Oct. 1952) 414—419; in French.
218. E. Loveless and A. C. Boswell: The Problem of Thermal Stresses in Aircraft Structures. *Aircraft Eng., 26* (April 1954) 122—124.
219. A. E. Johnson and N. E. Frost: Stress and Plastic Strain Relations of a Magnesium Alloy. *Engineer, 194* (Nov. 28, 1952) 713—719.
220. O. J. Horger: Stresses Imposed by Processing. *S. A. E. Quart. Trans., 5* (July 1951) 393—403.

Doplňky literatury ke kapitole VIII

Sestavili inž. B. a inž. T.

221. J. Babuška: Svarová pnutí a deformace. Strojírenství 2 (1952), č. 3, str. 117/120.
222. W. Soete: Residual stresses. Metal. Progr. 67 (1955), č. 1, str. 108/113.
223. P. Skulari: Sledování vnitřního pnutí rentgenovými paprsky. Hutnické listy IX (1954), č. 9, str. 529/537.
224. M. Čermák: Použití hodnot rentgenometrických měření vnitřního pnutí při výpočtech pevností konstrukcí. Hutnické listy XI (1956), č. 1, str. 21—27.
225. L. Prášek: Matematické určení vnitřního pnutí v ingotech a výkovcích. Hutnické listy XIV (1959), č. 6, str. 489/493.
226. O. Keřkovský a O. Žebrák: Zkušenosti se zjišťováním vnitřního pnutí u velkých výkovků rotorů parních turbin. Hutnické listy XI (1956), č. 8, str. 472/477.

227. V. Linhart: Přibližná metoda ke stanovení pnutí v troubách. Strojírenství 4 (1954), č. 12, str. 932/933.
228. P. Skulari: Vnitřní pnutí u mosazných polotovarů a výrobků. Hutnické listy V (1950), č. 7, str. 265/274.
229. F. Králík: Pripomienky k článku P. Skulariho. Hutnické listy V (1950), č. 9. str. 375/377.
230. P. Skulari: Příklady praktického užití mikrorentgenu v hutnictví. Hutnické listy VI (1951), č. 10, str. 489/494.
231. J. Přibyl: Transformační pnutí $\gamma \rightarrow \alpha$ v odlitcích. Ostrava, Sborník věd. prací VŠB 6 (1960), č. 3 a 4, str. 315/325.
232. J. Přibyl: Kvalitativní vliv velikostního činitele na pnutí v odlitcích. Ostrava, Sborník věd. prací VŠB 6 (1960), č. 3—4, str. 303/313.
233. O. Iždinský: Meranie vlastných napätí vyvolaných lokálným ohrevom. Zvaranie 7 (1958), č. 11, str. 322/325.
234. M. Čermák: Grafy k rentgenometrickému měření makroskopických vnitřních pnutí. Hutnické listy XIII (1958), č. 7, str. 594/598.
235. F. Dušek: Vnitřní pnutí v oblasti svarového spoje legovaných samokalitelných ocelí. Sborník VTA 38 (1958), č. 6, str. 3/12.
236. A. V. Gurjev: Ob ostatočnych mikronaprjaženijach voznikajuščich v polikristaličeskom obrazce pri plastičeskoj deformacii. Izv. vys. učeb. zav., Čer., metal. 1960, č. 3, str. 17/21.
237. Takao Furomoto a Susumo Okinaka: Effect of grinding on residual stress of quenched steel. Journal of the Japan Inst. of Metals 25 (1961), č. 6, str. 365/369.
238. H. Bühler a E. Herrmann: Eigenspannungen in legierten Werkzeugstählen. Z. Ver. deutsch. Ing. 103 (1961), č. 25, str. 1229/1234.
239. H. Bühler, A. Peiter: Eigenspannungen im Stahl. Tech. Rdsch. 53 (1961), č. 42, str. 41/45.
240. Z. Volf: Ohřev studených ingotů. Hutník 9 (1959), č. 7, str. 234/238.
241. J. Přibyl: Růst litiny v ocelářských kokilách. Hutník 6 (1956), č. 4, str. 106/113.
242. V. Oliverius: Pnutí v odlitcích a jejich následky. Hutník 2 (1952), č. 1, str. 14/16.
243. R. Kloda: Vliv úpravy vtoku na jakost automobilových válců ze šedé litiny. Hutník 2 (1952), č. 6, str. 135/137.
244. Z. Kadeřávek: Zajišťování podmínek vysoké životnosti válců k válcování za studena při jejich výrobě. Hutnické listy XV (1960), č. 5, str. 355/366.
245. J. Trnka: Poruchy setrvačníků lokomobil způsobené vnitřním pnutím. Strojírenství 3 (1953), č. 10, str. 732/734.
246. Ja. A. Smoljanskij: Jak odstranit pnutí místním ohřátím. Hutník 2 (1952), č. 5, str. 103/106.
247. P. V. Skljujev aj.: Snížení pnutí v součástkách při napouštění. Sovětská věda Hutnictví 2 (1953), č. 4, str. 360/464.
248. L. Prášek: Výpočet rozložení teplot a vnitřních pnutí při chladnutí ingotů. Část II. Hutnické listy XVI (1961), č. 9, str. 630/637.

Kapitola IX

ÚNAVA KOVŮ

1. DEFINICE

Rotující součásti strojů, jako hřídele, osy a nápravy, jsou za provozu vystaveny cyklicky opakovaným namáháním, která vznikají v průběhu každé otáčky, dosahují maxima a pak se zmenšují na nulu, přičemž se napětí mění z napětí tahového na tlakové a naopak. Tyto změny napětí nastávají ve všech bodech rotujícího tělesa, a přitom se velikost napětí zmenšuje směrem od povrchu k ose součásti. Nezatížena zůstává pouze osa. Horní vlákna zatížené nápravy jsou stlačována, spodní jsou tažena a tato napětí se mění během každé otáčky. Opakovaná napětí porušují kov mnohem více než napětí statická a při dynamickém namáhání se materiál zlomí při mnohem nižším napětí, než je jeho pevnost v tahu. Porušení kovu opakovaným namáháním je známo jako *únava* a maximální napětí, které kov vydrží, aniž se poruší za určitý (specifický) počet cyklů namáhání, se nazývá *mez únavy*.

Mez únavy uhlíkových a slitinových ocelí činí obvykle asi 35 až 55 % jejich pevnosti v tahu [105].

Je-li v ocelovém hřídeli zárodek trhliny nebo je-li v malém objemu kovu nahromaděno mnoho vměstků, popřípadě je-li tam nějaká jiná necelistvost, která kov oslabuje, nastane na takto oslabeném místě koncentrace pracovních napětí a po určité době vznikne trhlina nebo se zvětší trhlina, která tam byla již dříve. Takto vzniklá počáteční porucha se začne šířit kovem, trhlina se rozšiřuje, až nakonec nastane úplný lom. Únavový lom lze snadno zjistit podle vzhledu lomové plochy, na níž najdeme vždy soustředná zakřivená pásma, která vycházejí z jednoho bodu (zárodku), kde vznikla první porucha. Tato zhruba soustředná pásma (pruhy) vznikla v postupných stadiích šíření lomu *(obr. 117)*. Typický únavový lom se podobá mořské škebli. Jeho vzhled je často nesymetrický vzhledem k celkovému obrysu lomové plochy, protože jeho počátek může ležet mimo střed součásti. Může však též být zcela symetrický jako na *obr. 118* až *120*.*) Poslední obrázek ukazuje únavový lom ocelového trnu používaného při pochodu Rockrite k redukování ocelových trubek za studena (pracuje se při něm na poutnické válcovací stolici).

Doplněk inž. B. a inž. T.

Výsledky dosavadních výzkumných prací o vzniku únavových poruch soudržnosti kovů a slitin se navzájem shodují v tom, že tyto pochody mají svou podstatu

*) Charakteristický vzhled únavového lomu může být porušen třením lomových ploch po sobě.

v plastické deformaci zrn nebo jejich hranic [225]. Ani v názorech na šíření únavových trhlinek nejsou rozpory. Na konci trhlin, jež se vytvoří v některých zrnech, vzniká vrubovým účinkem vysoké místní napětí, které vede k jejich šíření i přes hranice zrn, k oslabení nosného průřezu a ke konečnému porušení soudržnosti. Názory o podstatě a okamžiku vzniku primárních submikroskopických trhlin, které představují první fázi porušení únavou materiálu, jsou dodnes předmětem široké diskuse. — (Konec doplňku)

*

Únavové lomy jsou běžné u ocelových výrobků, ale příležitostně je nacházíme i u jiných kovů a dokonce i u dřeva. Autor sám viděl únavové lomy ve velkém měřítku na skalních útvarech. Výskyt únavových lomů u nekovových materiálů ukazuje na podobnost mezi ničivým účinkem opakovaných namáhání u pružných i nepružných materiálů.

Na únavu mohou mít vliv statické síly (statické předpětí) nebo opakované rázy.

Při únavě se postupující lom předem nijak neprojevuje změnou tvaru; tím se liší od lomu houževnatých materiálů statickými silami, kterému před úplným porušením vždy předchází pozorovatelná deformace. V tomto smyslu můžeme říci, že únavou vznikají „*křehké*“ *lomy*.

Studium únavových lomů počalo v druhé polovině minulého století pionýrskými pracemi Fairbairna, Wöhlera, Bauschingera a jiných. Ačkoli se kovy „neunaví“ opakova-



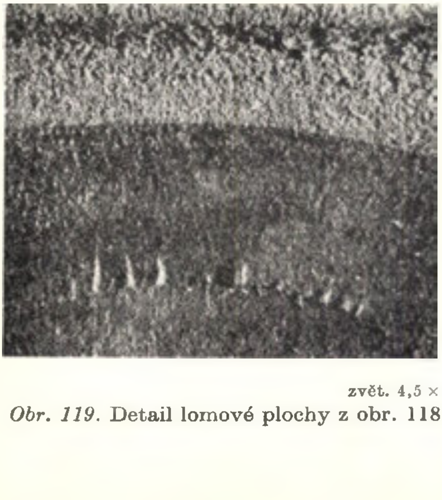
zvět. 1,5 ×

Obr. 117. Prasklý čep automobilního řízení. Všimněme si ostrého přechodu průřezu bez zaoblení



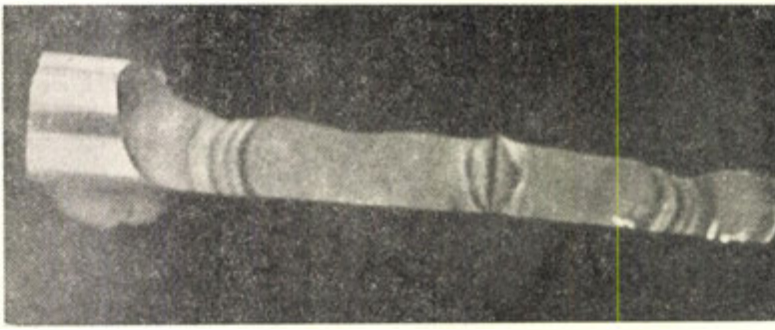
zvět. 2,5 ×

Obr. 118. Prasklá součást stroje se symetrickým únavovým lomem



zvět. 4,5 ×

Obr. 119. Detail lomové plochy z obr. 118



skut. vel.

Obr. 120. Úlomek trnu ze stroje Rockrite na redukování ocelových trubek za studena. Trn byl za provozu namáhán střídavým ohybem. Typický vzhled únavového lomu je v reliéfu

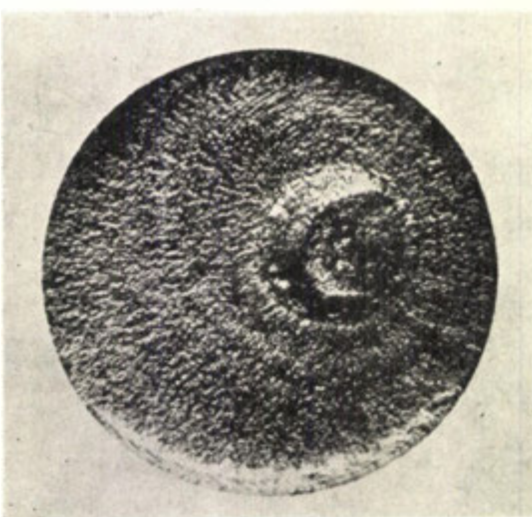
ným působením napětí, byl tento název dobře zvolen, protože naznačuje postupné nahromadění ničivého účinku opakovaných namáhání.

Únava může být způsobena různými druhy namáhání: tahem, ohybem, krutem atd., pokud působí opakovaně. Může se také vyskytnout společně s jinými ničivými vlivy, které působí současně s mechanickým namáháním, takže vedle typické únavy chvěním můžeme rozlišit několik dalších druhů únavy:

1. *únavu ve vrubu*, způsobenou koncentrací opakovaných namáhání vrubovým účinkem děr, drážek, klínových drážek, přechodů průřezu nebo hrubým povrchem (notch fatigue) [12];

2. *únavu za koroze*, vyvolanou současným působením mechanických sil a chemických činitelů;

3. *únavu za vibrační koroze*, vyvolanou stykovým tlakem v povrchových vrstvách součástek vystavených vibracím (chafing and fretting fatigue) [12];



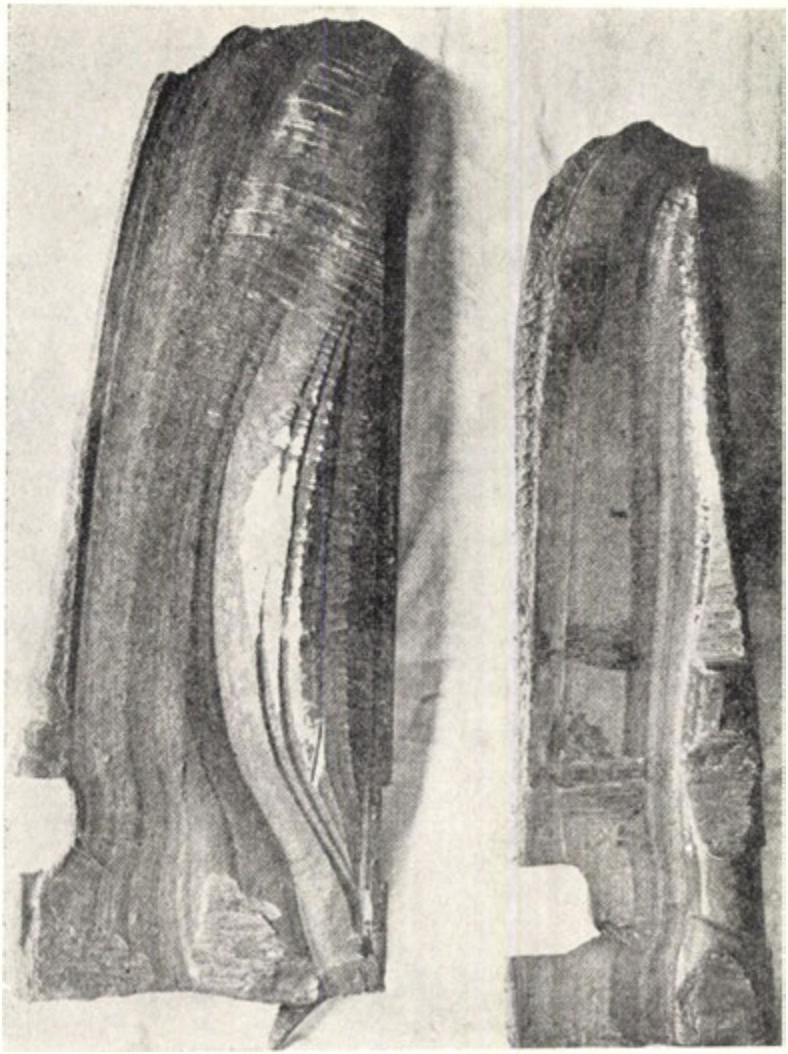
skut. vel.

Obr. 121. Malý hřídel

Doplněk inž. B. a inž. T.

4. *únavu za tepla*, významnou při volbě materiálu na stavbu energetických a chemických zařízení. Při hodnocení provozních podmínek za zvýšených teplot je nutno sledovat kromě časového průběhu deformace při konstantní teplotě (tečení) ještě vliv proměnného zatížení. Provozní podmínky za zvýšených teplot lze rozdělit na tři skupiny.

První skupinu reprezentují mírně zvýšené teploty, při

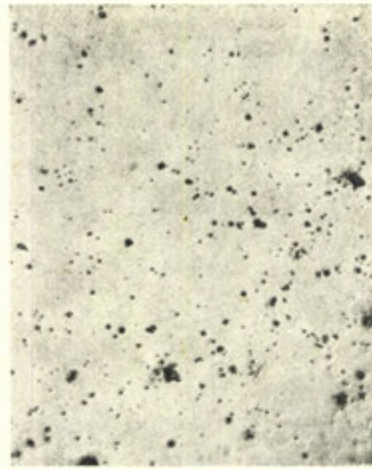


zmenš. na 0,35

Obr. 122. Velký úlomek ocelového hnacího hřídele odstředivého čerpadla v čisticí kanalizační stanici. Porucha nastala po dvou letech provozu. Úlomek rozdělen na 2 kusy

nichž je možno průběh tečení zanedbat a při nichž je rozhodujícícím činitelem únava materiálu. Naopak při nejvyšších teplotách nastává porucha zpravidla v důsledku tečení materiálu. Otázkou meze únavy do teploty 600 °C u charakteristických typů ocelí CrV, CrMoV a CrWV, určených pro práci za tepla, se u nás zabýval J. Bůžek [267].

Ze zjištění uváděných v literatuře vyplývá, že křivky únavy za tepla nemají zřetelnou hodnotu meze únavy, nýbrž stále klesají [266]. Při vysokých teplotách

Obr. 123. zvět. 75 × *Obr. 124.* zvět. 75 ×

Vměstky ve zlomeném hnacím hřídeli

probíhá se střídavým mechanismem namáhání také tečení. Zjištěné hodnoty meze únavy za tepla se pak mění podle rychlosti střídavého namáhání.

Do této skupiny lze také do jisté míry počítat *tepelnou únavu*, která nastává působením střídavého nerovnoměrného ohřevu [268]. Za těchto podmínek vznikají v materiálu postupně se zvětšující poruchy. S tepelnou únavou se setkáváme zejména v hutních provozech, a to především u kokil, válců na válcování za tepla, armatur válcovacích stolic, trnů a kovadel. — (Konec doplňku)

*

Zkouškami se prokázalo, že změna frekvence od 150 do 120 000 cyklů za minutu při zkouškách únavy střídavým ohybem neměla vliv na výši zjištěné meze únavy. Zvyšuje-li se však frekvence kmitání na velmi vysoké hodnoty, mez únavy se zvyšuje, což dokázali Krouse a Jenkin při svých zkouškách na elektromagnetickém stroji, který umožňoval dosáhnout frekvence 120 000 cyklů za minutu [49].

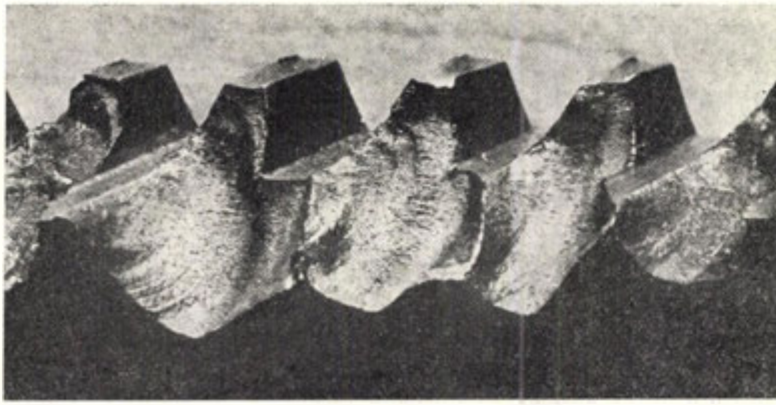
Studium mikrovýbrusů zkušebních tyčí zkoušených cyklickým namáháním nedává žádný specifický důkaz únavy. Při vysokých napětích se v krystalech objeví suvné čáry, ale tento jev je běžný při namáhání kovu nad mez průtažnosti.*)

Marin [19] a Landau [27] si všímají vlivu únavy na konstrukci strojních součástí.

II. PŮVOD ÚNAVOVÝCH LOMŮ

Výzkum mnoha strojních součástí, které se porušily únavou, ukázal, že lom může být způsoben některými okolnostmi, které souvisí s materiálem nebo provozními podmínkami. Jsou to zejména:

*) Moderní metody zkoumání únavy, které záleží především ve studiu mřížkových poruch mikrorentgenem a studiu jemných detailů struktury elektronovým mikroskopem, umožnily již některé závěry o vztahu mezi strukturou a únavou. — Pozn. překl.



skut. vel.

Obr. 125. Zlomené šroubové kolo lodního parního stroje

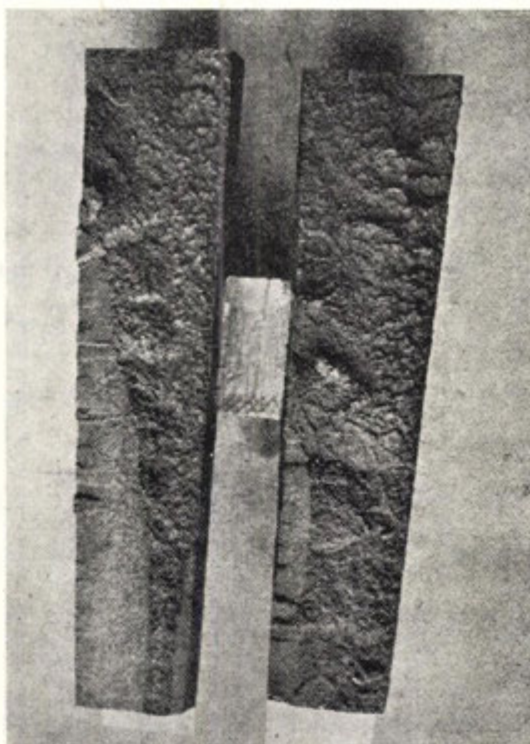
a) Nadměrné množství vměstků. U tvářeného kovu jsou vměstky srovnány do řádků rovnoběžných se směrem válcování a oslabují tím kov.

Obrázek 122 ukazuje úlomek hřídele čerpadla po dvou letech provozu. Na obrázku je úlomek ve zmenšeném měřítku a rozříznutý na dvě poloviny. Šlo o odstředivé čerpadlo závodu na čištění odpadních vod.

Výzkum poruchy ukázal, že na vznik lomu měly vliv dva činitelé: 1. nečistota oceli s velkým množstvím vměstků *(obr. 123* a *124)* a 2. mírné zkrucování hřídele při svislém pohybu v důsledku nesprávné montáže.

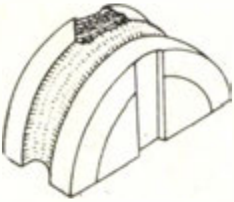
Řádková struktura může mít stejně špatný vliv jako řádkovité uspořádání vměstků. *Obrázek 125* ukazuje únavový lom šroubového kola lodního kormidelního mechanismu. Kolo bylo vyrobeno z chrómniklové oceli s velmi výraznou vláknitou strukturou.

b) Vnitřní trhlinky od tepelného zpracování nebo tváření za studena, dosahující ně-



skut. vel.

Obr. 126. Zlomený zub pastorku drtiče



Obr. 127. Náčrtek poloviny pracovní části válce stroje Rockrite

kdy mikroskopických rozměrů. Za přítomnosti vměstků vznikají snadno trhlinky po kalení.

c) Nesprávně navržený tvar součásti s nedostatečně zaoblenými přechody (popřípadě s ostrými přechody).

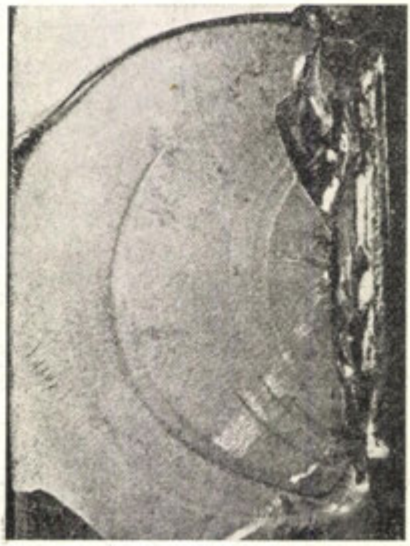
Obrázek 117 ukazuje únavový lom čepu řízení automobilu. Nedostatečně zaoblený přechod může být často příčinou lomu. Zjistilo se, že v případech, kdy zaoblení má příliš malý poloměr, snižuje se mez únavy až na 73 % meze únavy normálních vzorků.

d) Místní koncentrace napětí u děr, drážek a jiných ostrých přechodů v materiálu, vyvolávající vrubové účinky, mají na bezpečnost ocelových výrobků podobný nepříznivý vliv.

e) Nedokonalý povrch, např. povrchové rysky. Shelton a Swanger [86] zjistili, že mez únavy ocelových součástí s běžnými povrchovými vadami byla značně nižší než mez únavy zjištěná na pečlivě opracovaných a vyleštěných zkušebních tyčích z téhož materiálu. Stejné závěry o únavě kovů učinili i jiní pracovníci [35].

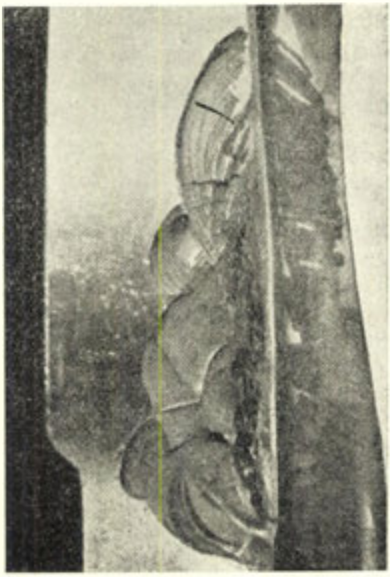
f) Příliš vysoké kmitavé namáhání za provozu, převyšující mez průtažnosti. Za takových podmínek nemůže vydržet ani nejlepší materiál příliš dlouhou dobu a příčinou poruchy je v tomto případě špatná konstrukce.

Obrázky 118 až *120* ukazují únavové lomy dvou součástí, u nichž je únavový lom symetrický vzhledem k jejich neutrální ose. Tato pravidelnost naznačuje, že únavová porucha byla způsobena čistě mechanickou závadou za provozu nebo chybnou konstrukcí zlomené součástky. Druhý lom vznikl za provozu na ocelovém trnu stroje



zmenš. na 0,25

Obr. 128(A)



zmenš. na 0,25

Obr. 129(B)

Všimněte si několikanásobných únavových lomů

Dvě zlomené poloviny pracovní části válce stroje Rockrite (A a B)

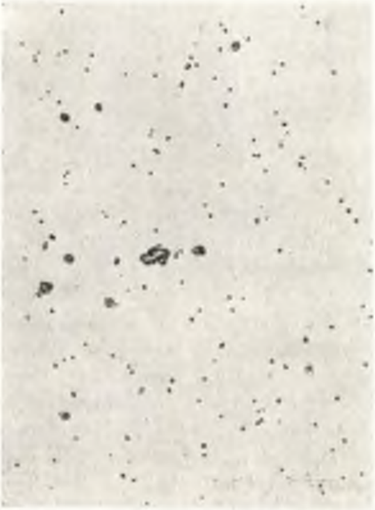




zvět. 130 × zvět. 660 ×

Obr. 130. Četné vměstky *Obr. 131.*

Polovina (A) pracovní části válce stroje Rockrite





zvět. 130 × zvět. 660 ×

Obr. 132. *Obr. 133.*

Polovina (B) pracovní části válce stroje Rockrite

Rockrite. U tohoto stroje redukují za studena dva poutnické válce z protilehlých stran ocelovou trubku, a nejsou-li přesně sfázovány, vzniká střídavý ohyb trnu, který byl příčinou únavového lomu.

Obrázky 128 a *129* ukazují únavové lomy poutnických válců stroje Rockrite, které

jsou nakresleny ve zmenšeném měřítku na *obr. 127*. Povšimněte si postupného vylamování na *obr. 129*.

g) Mez únavy kovů se může zvýšit předběžným zatěžováním, jak dokazují práce [105], [37], [107] aj. H. J. FRENCH zjistil, že předběžné zatěžování kovu malým počtem cyklů napětí vyšších, než je mez únavy, zvyšuje mez únavy. Výsledky únavových zkoušek se zaznamenávají v diagramu „napětí — počet cyklů" (viz oddíl III) a FRENCH sestrojil v tomto diagramu tzv. „křivku poškození", která udává počet cyklů zatěžování různým napětím, které kov snese, aniž se sníží jeho mez únavy. Další údaje o vlivu předběžného zatěžování jsou v oddíle IV této kapitoly.

h) Okysličování způsobené třením dvou součástí pohybujících se po sobě urychluje opotřebení a může způsobit únavovou poruchu. Silné místní tření ocelových součástí způsobuje opotřebení a zahřátí, které má za následek pohlcování dusíku z atmosféry [40]. Nadifundovaný dusík způsobuje zkřehnutí kovu, čímž vznikají trhlinky, které vedou později k únavovým lomům.

Opotřebení kovových materiálů následkem oxydace urychlené třením a vedoucí k únavovým lomům popsali také M. FINK a H. HOFMAN [118]. V některých případech mohou být únavové lomy způsobeny též mořením nebo jinými čisticími operacemi.

i) Vliv moření: G. L. KEHL a C. M. OFFENHAUER [38] zjistili: 1. moření prováděné normálním způsobem snižuje mez únavy proti dodanému stavu asi o 2 %; 2. přídavky některých inhibitorů do mořicích lázní zabraňují snížení meze únavy a 3. prodloužení doby nebo teploty moření způsobuje větší snížení meze únavy.

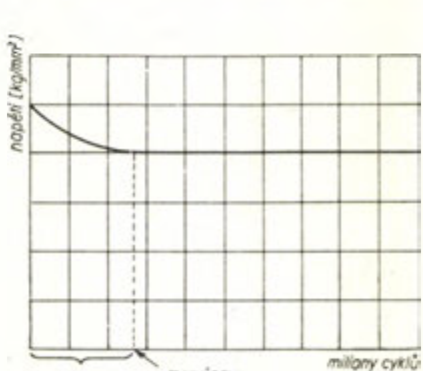
j) Vliv čisticích operací: Podle J. H. FRYE ml. a G. L. KEHLA [39] se mez únavy oceli čištěné pískováním značně mění podle tlaku a směru pískování.

k) Vliv velikosti zrna na únavu oceli zkoumali L. AITCHISON a L. W. JOHNSON [29].

l) Vliv teploty: A. L. BOEGENHOLD [112] uvádí, že odolnost zakalené cementované oceli proti únavě je při teplotě 120 °C značně nižší než při pokojové teplotě.

III. ZKOUŠKY NA ÚNAVU

Maximum odolnosti kovu proti opakovaným namáháním se určuje sérií únavových zkoušek při různém napětí, které buď způsobí lom materiálu po určitém počtu zatěžovacích cyklů, nebo se zkoušený vzorek určitým počtem zatěžovacích cyklů neporuší. Výsledky zkoušek se vynášejí do diagramu, a to napětí „S" na osu „Y" a počet cyklů do porušení „N" na osu „X" (Wöhlerova křivka).



Obr. 134. Wöhlerova křivka

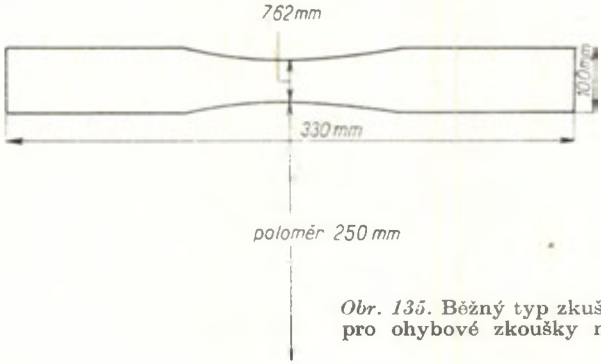
Obr. 134 ukazuje typickou Wöhlerovu křivku a tečkovaná čára udává napětí, které materiál vydrží po nekonečně velký počet cyklů, aniž se poruší. Při obvyklé zkušební praxi se předpokládá, že pro ocel je napětí bezpečné tehdy, když zkušební tyč vydrží nejméně 10^7 zatěžovacích cyklů. Toto maximální napětí, které kov vydrží bez porušení, nazýváme *mezí únavy*. Při zkouškách se počíná s napětím, které je vyšší než předpokládaná mez únavy, a každý další vzorek se zkouší při postupně nižším napětí.

V mnoha praktických případech je důležitější než mez únavy tzv. *časovaná mez únavy*, tj. maximální napětí, při němž ma-

teriál vydrží bez porušení určitý počet zatěžovacích cyklů, kterým bude vystaven za provozu.

Zkoušky na únavu se obvykle provádějí na tyčích určitého tvaru, který se řídí podle použitého zkušebního stroje. Někdy se zkoušejí celé součásti nebo smontované celky.

V USA je velmi rozšířeno používání stroje Mooreova typu, který popsal R. R. Moore v ASM Metals Handbook 1948 (str. 118 až 124). V Moorově pojednání jsou také podrobné informace o celém oboru únavy kovů. Jiným dobře známým strojem je Farmerův stroj na zkoušení únavy ohybem za rotace.*)



Obr. 135. Běžný typ zkušební tyče pro ohybové zkoušky na únavu

C. F. Jenkin [49] zkoušel únavu vysokofrekvenčním elektromagnetickým strojem Krouseovým. Popis pneumatického stroje Quinlanova je v práci [93], Davosova stroje na zkoušení únavy v práci [54].

Běžný typ zkušebních tyčí pro zkoušky únavy ohybem je na *obr. 135.* Střední část tyče je zeslabena obloukovým vybráním velkého poloměru (250 mm), aby se zabránilo koncentraci napětí v přechodech do úpínacích hlav.

H. F. Moore a A. B. Wishart v práci [55] naznačují možnost provádění zkoušek na únavu během jedné noci. H. Styri [53] popisuje zkoušky na vzorcích jednoduchého tvaru.

Vliv velikosti a tvaru zkušební tyče na výsledky zkoušek meze únavy střídavým krutem studovali R. Mailänder a W. Bauersfeld [44]. Únavové jevy zkoumal mikrorentgenem Ch. S. Barett [46]. J. B. Duke použil k určení rozsahu únavového poškození materiálu magnetické zkoušky a těmito zkouškami rovněž určoval relativní velikost polí vnitřních pnutí vznikajících v kovu během jeho únavové životnosti [28].

IV. LITERATURA O ÚNAVĚ TECHNICKÝCH VÝROBKŮ

Uveřejněné zprávy o únavě různých technických výrobků jsou velmi četné. Podáváme částečný seznam odkazů o únavě jednotlivých skupin výrobků uvedených v seznamu literatury k této kapitole.

*) V ČSSR je zavedena zkouška ohybem za rotace typu Schenck. Zkušební tyč na rozdíl od jednostranně vetknutých zkušebních tyčí používaných v mnoha západních zemích je upnuta na obou koncích. Ve zkoušené části je vystavena konstantnímu namáhání (napětí v ohybu). — Pozn. inž. B. a inž. T.

Oceli obecně: [58], [59] — ocel za studena válcovaná, [60], [71] — ocel oduhličená, [61] — konstrukční ocel. [62] — válcované ocelové nosníky.
Nitridovaná ocel: [64]
Kolejnice a kolejivo: [65]
Železniční nápravy: [67], [68], [69], [247], [249]
Hřídele: [70], [260] až [263]
Svary: [73], [57], [72], [74], [75], [76], [77], [78], [79], [80], [81], [276] až [278]
Ozubená kola: [112], [248]
Dráty: [83], [258] — pérové dráty, [82], [84], [87], [259] — dráty a drátěná lana, [88] — tvrdě tažené, [89] — zinkované
Pružiny: [90], [250], [247]
Šrouby a svorníky: [91]
Pístnice: [92]
Podvojný ferit: [93]
Šedá litina: [94], [221], [222]
Slitiny mědi: [100] — za studena válcované, [101]
Letecké materiály: [95], [96]
Hliník, hořčík a jejich slitiny: [98], [99]
Ložiskové kompozice: [102]
Slitiny olova a pláště kabelů: [104], [115]

V. ŠKODLIVÉ ÚČINKY ÚNAVY

Únava je jednou z nejčastějších příčin lomů kovů za provozu a rozsah obrovských škod, které způsobuje, je jasně vidět z oddílů II a IV této kapitoly. U únavových lomů je nejhorší náhlost poruchy bez předchozích známek nebezpečí.

VI. ČINITELÉ ZMENŠUJÍCÍ SKLON MATERIÁLU K ÚNAVĚ

O činitelích zmenšujících sklon materiálu k únavě jsme se zmínili již při popisu vzniku únavy; k doplnění lze přidat již jen několik stručných poznámek. Kromě požadavku na dobrou čistotu kovu, který též nesmí mít žádné vnitřní trhliny, zejména trhlinky po kalení, a kromě požadavků na konstrukci, jež musí být navržena tak, aby nenastávala koncentrace napětí, lze se zmínit o čtyřech výhodných způsobech zpracování, které zvyšují mez únavy. Je to nitridování, kuličkování,válečkování a cementování.

Nitridace zpevňuje povrch oceli, a tak zabraňuje vzniku počátečních trhlinek. Příznivý účinek kuličkování je poněkud obdobný, protože kuličkováním vzniká na povrchu kovu vrstva s velkým tlakovým vnitřním pnutím, čímž se snižuje nebezpečí lomu tahovým namáháním. Podrobné informace o těchto způsobech povrchové úpravy jsou v pracích [107], [110] a [108], z nichž poslední se zmiňuje též o důležitosti válcování a tepelného zpracování. Cementování, po němž následuje tepelné zpracování, je slibnou metodou pro zvýšení meze únavy oceli, protože zvyšuje pevnost povrchových vrstev kovu.*)

Již dříve jsme uvedli, že jednou z důležitých podmínek pro zabránění únavových lomů kovu je hladký povrch, protože na hladkém povrchu je méně vrubů způsobujících koncentrace napětí.

*) U všech uvedených způsobů jde v podstatě o příznivý vliv tlakového vnitřního pnutí v povrchových vrstvách. — Pozn. překl.

Klíč k seznamu literatury

LITERATURA KE KAPITOLE IX

1. H. J. Gough: Fatigue of Metals. *Proc. Staffordshire Iron Steel Inst., 50* (1934—35).
2. H. F. Moore: Fatigue Tests. *Metals Handbook.* ASM (1948) 118—124.
3. H. F. Moore: Metallography, Fatigue of Metals and Conventional Stress Analysis. *Symposium on the Failure of Metals by Fatigue,* University of Melbourne, Preprint (Dec. 1946).
4. H. F. Moore: The Fatigue of Metals — Its Nature and Significance. *Trans. A. S. M. E., 55* (1933).
5. D. J. McAdam, Jr. and R. W. Clyne: Influence of Chemically and Mechanically Formed Notches on Fatigue of Metals. *J. Research N. B. S., 13* (Oct. 1934).
6. Geo. Sachs and K. Van Horn: *Practical Metallurgy,* 5th Printing, A. S. M. (1948).
7. Research Committee on Fatigue of Metals. — Third Progress Report on Effect of Specimens on Fatigue Strength. (Appendix by D. Morkovin and H. F. Moore). *A. S. T. M., Proc. 44* (1944) 137.
8. Reports of Research Committee on Fatigue of Metals. — *A. S. T. M., Proc., 30 Part I* (1930) 259—310; *37 Part I* (1937) 157—161; discussion pp. 162—163.
9. The Sub-Committee on Heat Treatment of Steel Gears. — Properties, Composition and Heat Treatment of Steel Gears. *Metals Handbook,* A. S. M. (1948) 637—638.
10. P. Ludwik: Fatigue Strength and Resistance to Slip. *Metal Ind.* (London), *41* (1933); Engl. translation.
11. J. B. Kommers: Failure by Fatigue. *Engineering, 135* (March 3, 1933).
12. G. Sachs and P. Stefan: Chafing Fatigue Strength of Some Metals and Alloys. *Trans. A. S. M., 29* (No. 2, June 1941).
13. W. Boas: Theories of the Mechanism of Fatigue Failure. *Symposium on the Failure of Metals by Fatigue,* University of Melbourne (Dec. 1946).
14. J. Neill Greenwood: The Failure of Metals by Fatigue. *Ibid.*
15. W. O. Beale: Types of Fatigue Failure in the Steel Industry. *Ibid.*
16. M. S. Paterson: Notch Sensitivity of Metals. *Ibid.*

17. P. Ludwik and J. Krystof: Influence of Preliminary Stress on the Fatigue Strength *Z. Ver. deut. Ing.*, *77* (No. 24, June 1933) 629—635.
18. H. H. Egginton: Introduction to the Fatigue of Metals. *J. Birmingham Met. Soc.*, *27* (March 1947).
19. Joseph Marin: Applying Fatigue Test Data in Design. *Machine Design*, *17* (Jan. 1945).
20. R. E. Peterson: Stress Concentration Phenomena in Fatigue of Metals. *Trans. A. S. M. E.*, *55* (1933).
21. Alfred Schaal: Fatigue Limit and Static Yield Point. *Arch. Eisenhüttenw.*, *16* (No. 1, 1942).
22. H. W. Russel and W. A. Welcker, Jr.: Damage and Overstress in the Fatigue of Ferrous Metals, *A. S. T. M., Proc.*, *36 Part II* (1936) 118—135; discussion pp. 136—138.
23. R. Kühnel: Fatigue Fracture and Endurance. *Z. Ver. deut. Ing.*, *74* (Feb. 8, 1930).
24. F. Oshiba: The Degree of Fatigue and Recovery therefrom of Carbon Steels under Repeated Impacts. *Science Repts. Tôhoku Imp. Univ.*, *Series I*, *23* (No. 4, 1934).
25. A. Thum and F. Meyercordt: Influence of Shape, Surface Condition and Material on the Endurance of Cast and Welded Constructional Parts. *Giesserei*, *22* (No. 5, March 1, 1935).
26. V. .O Homerberg: Nitriding (Endurance Properties). *Metals Handbook*, A. S. M. (1948) 701—702.
27. David Landau; *Fatigue of Metals. Some Facts for the Designing Engineer.* Nitralloy Corporation, New York (1941).
28. James B. Duke: Some Characteristics of Residual Stress Fields During Dynamic Stressing Above the Endurance Limit. *A. S. T. M., Proc.*, *48* (1948) 755—762.
29. Leslie Aitchison and Leslie W. Johnson: The Effect of Grain on Fatigue of Steel. *J. Iron Steel Inst.* (London), *III* (1925 I).
30. J. B. Kommers: The Effect of Overstress in Fatigue on the Endurance Life of Steel. *A. S. T. M., Proc.*, Preprint No. 23 (1945).
31. W. Schwinning, M. Knoch and K. Uhlemann: Fatigue Strength and Notch-Sensitiveness of Steels at High Temperatures. *Z. Ver. deut. Ing.*, *78* (Dec. 22, 1934).
32. D. O. Morris: Composition and Physical Properties of Steel in Relation to Fatigue. *Symposium on the Failure of Metals by Fatigue*, University of Melbourne, Preprint (Dec. 1946).
33. O. J. Horger: Effect of Surface Rolling on the Fatigue Strength of Steel. *Trans. A. S. M. E.*, *57* (1935); *J. Appl. Mechanics*, *2* (1935) 128—136.
34. G. A. Hankins, M. L. Becker and H. R. Mills: Further Experiments on The Effect of Surface Conditions on the Fatigue Resistance of Steels. *J. Iron Steel Inst.* (London) (May 1936).
35. F. P. Zimmerli, W. P. Wood and G. D. Wilson: The Effects of Longitudinal Scratches on Valve Spring Wire. *Trans. A. S. M.*, *26* (No. 4, Dec. 1938).
36. J. S. Caswell: Effect of Surface Finish on Fatigue Limit of Mild Steel. *Product Eng.*, *18* (March 1947).
37. H. B. Wishart and S. W. Lyon: Effect of Overload on the Fatigue Properties of Several Steels at Various Low Temperatures. *Trans. A. S. M.* (Sept. 1937) 13.
38. G. L. Kehl and C. M. Offenhauer: The Fatigue Resistance of Steel as Affected by Acid Pickling. *Trans. A. S. M.* (March 1940).
39. J. H. Frye, Jr. and G. L. Kehl: The Fatigue Resistance of Steel as Affected by Some Cleaning Methods. *Trans- A. S. M.*, *26* (No. 1, March 1938).
40. H. Schottky and H. Hiltenkamp: How Atmospheric Nitrogen Encourages Galling and Fatigue Failures. *Steel*, *123* (July 5, 1948) (Transl. from German).
41. Max Fink and H. Hofman: The Wear of Metallic Materials through Friction Oxidation. *Metallwirtschaft*, *13* (1934).
42. Editorial. — Tuned Air Columns Induce Resonance for Fatigue Testing. *Product Eng.*, *18* (Feb. 1947).
43. C. W. Orr: The Detection of Fatigue Cracks. *Symposium on the Failure of Metals by Fatigue*, University of Melbourne, Preprint No. 9 (Dec. 1946).
44. R. Mailänder and W. Bauersfeld: Influence of the Size and Shape of the Test-Piece on the Torsional Fatigue. *Tech. Mitt. Krupp*, *2* (Dec. 1934).
45. F. Körber and M. Hempel: Endurance Tests on a High Frequency Tensile-Compression Machine: the Variations of the Frequency and of the Modulus of Elasticity

and their Importance in the Determination of the Stressing at warious Amplitudes of Vibration. *Mitt. Kaiser-Wilhelm-Inst. Eisenforsch. Düsseldorf* (1933).
46. Charles S. Barrett: The Application of X-Ray Diffraction to the Study of Fatigue in Metals. *Trans. A. S. M.* (Dec. 1937).
47. F. L. Everett: Stress Analysis of Failures in Machine Parts. *Mech. Eng., 57* (March 1935).
48. W. W. Johnstone: Methods of Investigating the Fatigue Properties of Materials. *Symposium on the Failure of Metals by Fatigue,* University of Melbourne, Preprint No. 11 (Dec. 1946).
49. C. F. Jenkin: High-Frequency Fatigue Tests. *Proc. Roy. Soc. (London), Ser. A, 109* (Sep. 1, 1925) 119—143.
50. R. Goodacre: The Mounting of Wire for Fatigue Testing. *Engineering, 137* (1934).
51. C. W. MacGregor and N. Grossman: Some New Aspects of the Fatigue of Metals Brought Out by Brittle Transition Temperature Tests. *Welding J.* (N. Y.), *27* (March 1948).
52. J. W. Cuthbertson: Fatigue Testing. *Engineering, 136* (July 21, 1933).
53. H. Styri: Fatigue Testing with Simple Test Specimens. *Metals & Alloys, 4* (Sep. 1933).
54. Editorial. — The Davos Fatigue Testing Machine. *Machinery* (London), *42* (Sep. 21, 1933) 752.
55. H. F. Moore and H. B. Wishart: An "Overnight" Test for Determining Endurance Limit. *A. S. T. M.,* Preprint No. 36 (June 1933).
56. Editorial. — Fatigue Testing Apparatus. *Aircraft Eng., 16* (Nov. 1944).
57. A. L. Percival and R. Weck: Fatigue Tests on Four Welded H-Beams. *Symposium on the Failure of Metals by Fatigue,* University of Melbourne, Preprint No. 14 (Dec. 1946).
58. M. Hempel and C. H. Plock: Fatigue Strength and Damping Capacity of Carbon Steels in Relation to the Chemical Composition and Heat Treatment. *Mitt. Kaiser-Wilhelm-Inst. Eisenforsch. Düsseldorf, 17* (1935).
59. O. Forsman: Fatigue Resistance of Cold-Rolled Steel for Aeroplanes. *Ing. Vetenskaps. Akad., Handl., No. 127* (1934).
60. A. Pomp and M. Hempel: Investigation of Steel Bars under Alternating Tensile Stress. *Mitt. Kaiser-Wilhelm-Inst. Eisenforsch. Düsseldorf, 15* (No. 18, 1933).
61. B. P. Haigh: Fatigue in Structural Steel. *Engineering, 138* (Dec. 28, 1934).
62. Wilbur M. Wilson: Flexural Fatigue Strength of Steel Beams. *Univ. Illinois Eng. Expt. Sta., Bull. No. 377; Univ. Illinois Bull., 45* (No. 33, 1948).
63. Louis Mehr, T. T. Oberg and J. Teres: Fatigue Limit of Chromium-Plated Steel. *Monthly Rev. Am. Electroplaters' Soc., 34* (Dec. 1947).
64. R. Mailänder: On the Fatigue Strength of Nitrided Specimens. *Z. Ver. deut. Ing., 77* (March 11, 1933).
65. J. R. Freeman, Jr. and R. D. France: Endurance Properties of Some Special Rail Steels. *Bur. Standards J. Research, 4* (June 1930).
66. Hugh o'Neill: Failures of Railway Materials by Fatigue. *Symposium on the Failure of Metals by Fatigue,* University of Melbourne, Preprint (Dec. 1946).
67. G. W. C. Hirst: The Influence of Radial Pressure from a Press Fit on the Endurance Limit of Axles and Crank Pins. *Symposium on the Failure of Metals by Fatigue,* University of Melbourne, Preprint (Dec. 1946).
68. E. Connor: Fatigue Failure of Axles of Car and Wagon Railway Rolling Stock. *Symposium on the Failure of Metals by Fatigue,* University of Melbourne, Preprint (Dec. 1946).
69. T. V. Buckwalter and O. J. Horger: Investigation of Fatigue Strength of Axles. Press-fits, Surface Rolling and Effect of Size. *Trans. A. S. M., 25* (No. 1, March 1937).
70. R. E. Peterson and A. M. Wahl: Fatigue of Shafts at Fitted Members, with a Related Photoelastic Analysis. *Trans. A. S. M. E., 57* (1935).
71. L. R. Jackson and T. E. Pochapsky: The Effect of Composition on the Fatigue Strength of Decarburized Steel. *Trans. A. S. M., 39* (1947).
72. H. Dutilleul: Study of the Fatigue Resistance of Flush Welds. *Génie civil, 108* (Jan. 1936).
73. C. J. Osborn: The Fatigue of Welded Steel Tubing in Aircraft Structures. *Symposium on the Failure of Metals by Fatigue,* University of Melbourne, Preprint (Dec. 1946).

74. H. Dustin: Considerations on the Fatigue Resistance of Welded Structures. *Rev. universelle mines, 11* (Dec. 1935).
75. A. R. C. Markl: Fatigue Tests of Welding Elbows and Comparable Double-Mitre Bends. *Trans. A. S. M. E., 69* (Nov. 1947).
76. Tibor Vér: The Development of Slip Lines and Fatigue Cracks Under Repeated Stresses in Low- and High-Carbon Steels Welded by the Butt-Weld Method. *Iron Steel Inst. (London), Carnegie Schol. Mem., 22* (1933).
77. G. Schaper: The Fatigue Strength of Welded Joints. *Z. Ver. deut. Ing., 77* (May 27, 1933).
78. A. Thum and W. Schick: Fatigue Strength of Welded Joints of Various Forms. *Z. Ver. deut. Ing., 77* (May 13, 1933).
79. A. T. Scott: The Fatigue Strength of Arc-welded Butt Joints. *Iron Steel Inst. (London), Carnegie Schol. Mem., 23* (1934).
80. R. E. Peterson and C. H. Jennings: Fatigue Tests on Weld Metal. *A. S. T. M.*, Preprint No. 39 (June 1931).
81. R. E. Peterson and C. H. Jennings: Fatigue Tests of Fillet Welds. *A. S. T. M., Proc., 30 Part II* (1930).
82. D. O'Donnell and A. S. Bundle: Some Practical Aspects of Wire Fatigue in Aerial Telephone Lines Based on an Analysis of Wire Breakages. *Symposium on the Failure of Metals by Fatigue*, University of Melbourne, Preprint No. 28 (Dec. 1946).
83. E. E. Weibel: The Correlation of Spring-Wire Bending and Torsion Fatigue Tests. *Trans. A. S. M. E., Research Papers, 57, RP-57-1* (1935) 501—515.
84. R. Goodacre: The Effects of Heavy Oils and Greases on the Fatigue Strength of Steel Wire. *Engineering, 139* (May 3, 1935).
85. G. A. Hankins and H. R. Mills: The Resistance of Spring Steels to Repeated Impact Stresses. *J. Iron Steel Inst.* (London) (May 1935).
86. S. M. Shelton and W. H. Swanger: Fatigue Properties of Steel Wire. *J. Research N. B. S., 14* (Jan. 1935).
87. P. E. Cavanagh: Some Changes in Physical Properties of Steels and Wire Rope During Fatigue Failure. *Trans. Can. Inst. Mining Met.* (July 1947).
88. J. J. Dowling, S. M. Dixon and M. A. Hogan: Fatigue Tests on Hard Drawn Steel Wire. *Engineer. 157* (1934).
89. S. M. Shelton and W. H. Swanger: Fatigue Tests of Galvanized Wire under Pulsating Tensile Stress. *A. S. T. M., Proc., 33 Part II* (1933).
90. D. J. McAdam, Jr.: Fatigue and Corrosion-Fatigue of Spring Material. *Trans. A. S. M. E., 51* (No. 1, 1929).
91. J. G. Ritchie: Fatigue of Bolts and Studs. *Symposium on the Failure of Metals by Fatigue*, University of Melbourne. Preprint No. 17 (Dec. 1946).
92. George Sachs: Internal Stresses in Piston Rods of a Large Diesel Engine Ocean Liner. *Trans. A. S. M.* (Sep. 1939).
93. E. Epremian and E. F. Nippes: The Fatigue Strength of Binary Ferrites. *A. S. M.*, Preprint No. 21 (1947).
94. C. H. Bulleid: Fatigue Tests on Cast Iron *Bull. B. C. I. R. A., 3* (Oct. 1932).
95. H. Sutton: Fatigue Problems Associated with Aircraft Materials. *Symposium on the Failure of Metals by Fatigue*, University of Melbourne, Preprint No. 4 (Dec. 1946).
96. C. W. George, S. F. Grover and B. Chalmers: The Factors Contributing to Fatigue Failure in Aircraft. *Symposium on the Failure of Metals by Fatigue*, University of Melbourne, Preprint No. 5 (Dec. 1946).
97. H. W. Russel, L. R. Jackson, H. J. Grover and W. W. Beaver. Fatigue Strength and Related Characteristics of Aircraft Joints. Part II. — Fatigue Characteristics of Sheets and Riveted Joints of 0,040 inch 24 S-T, 75 S-T and R. 303-T 27 S Aluminum Alloys. *N. A. C. A., Tech. Note No. 1485* (Feb. 1948).
98. James L. Erickson: Fatigue in Light Metals. *Light Metal Age* (Oct. 1945).
99. L. R. Jackson, W. M. Wilson, H. F. Moore and H. J. Grover: The Fatigue Characteristics of Bolted Lap Joints of 24S-T Alclad Sheet Materials. *N. A. C. A., Tech. Note No. 1030* (Oct. 1946).
100. William B. Price and Ralph W. Bailey: Fatigue Properties of Five Cold-Rolled Copper Alloys. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 786* (1937).
101. G. R. Gohn and W. C. Ellis: The Fatigue Characteristics of Copper-Nickel-Zinc and Phosphor Bronze Strip in Bending under Conditions of Unsymmetrical Loading. *A. S. T. M.*, Preprint No. 25 (1947).

102. P. G. Forrester, L. T. Greenfield and R. Duckett; The Fatigue Strength of Some Tin-Antimony-Copper and Other Tin-Base Alloys. *Metallurgia, 36* (July 1947).
103. H. C. Levy and P. R. Brett: The Vibration of Telephone Line Wires. *Symposium on the Failure of Metals by Fatigue*, University of Melbourne, Preprint No. 29 (Dec. 1946).
104. S. D. Chivers: Fatigue Failures of Lead Sheathing of Telephone Cables. *Symposium on the Failure of Metals by Fatigue*, University of Melbourne, Preprint No 30 (Dec. 1946).
105. Herbert J. French: Fatigue and the Hardening of Steels. *Trans. A. S. S. T., 21* (Oct. 1933).
106. F. Bacon: Fatigue and Corrosion Fatigue with Special Reference to Service Breakages. *Proc. Inst. Mech. Engrs. (London), 124* (March 1933) 685—736.
107. J. O. Almen: Combating Fatigue Failures. *Metals Rev., 20* (No. 1, 1947).
108. O. J. Horger: Fatigue Life Increased by Shot-Peening, Rolling, Heat Treating. *Metals Rev., 20* (Aug. 1947).
109. Battelle Memorial Institute: Prevention of Fatigue of Metals, John Wiley & Sons, New York (1941).
110. H. F. Moore: *Shot Peening*, Part II, publ. by the American Wheelabrator & Equip. Co.; condensed in *Iron Age* (Nov. 1946).
111. J. G. Brookman and L. Kiddle: The Prevention of Fatigue Failures in Metal Parts by Shot-Peening. *Symposium on the Failure of Metals by Fatigue*, University of Melbourne, Preprint No. 23 (Dec. 1946).
112. A. L. Boegenhold: Endurance of Gear Steels at 250 Degrees Fahrenheit. *Trans. A. S. M., 25* (No. 1, March 1937).
113. W. Deutsch: Machines for Endurance Tests. *Z. Metallkunde, 22* (Feb. 1930).
114. A. F. Maier: Alternating Stressing of Tubes under Internal Pressure. *Stahl u. Eisen, 54* (Dec. 1934).
115. Lawrence Ferguson: Fatigue Cracking of Coated Lead Alloys. *Materials & Methods, 23* (Feb. 1946).
116. Charles S. Barrett; The Application of X-Ray Diffraction to the Study of Fatigue in Metals. *Trans. A. S. M., 25* (No. 4, 1937).
117. J. Miller: Case-Hardening and Fatigue Resistance. *Iron. Age, 113* (May 1, 1924).
118. Dr. Max Fink and Dr. H. Hofman: The Wear of Metallic Materials through Friction Oxidation. On the Question of the Origin of Fatigue Failures. *Metallwirtschaft, 13* (1934).
119. H. C. Boynton and H. J. Godfrey: Mechanical Testing of Wire. *Metals Handbook, A. S. M.* (1948) 135.
120. R. Cazaud: *Fatigue of Metals*, Philosophical Library, New York (1953).
121. W. M. Murray, editor: Fatigue and Fracture of Metals. *M. I. T., Symposium* (June 19—22, 1950).
122. A. Erker: Fatigue-Bending Strength of Girders. *Schweissen u. Schneiden, 4* (April 1952) 112—115; in German.
123. K. Wellinger and P. Gimmel: Effect of Surface Condition on Fatigue Bending Strength. *Metalloberfläche, Ausgabe A, 6* (Jan. 1952) A4-A9; in German.
124. R. L. Matson and W. S. Coleman, Jr.: Effect of Shot-Peening Variables and Residual Stresses on Fatigue Life. *Metal Progr., 65* (No. 5, May 1954) 108—112.
125. E. W. P. Smith: Effect of Residual Stress on the Fatigue of Compressor Valves. *Metal Progr., 57* (April 1950) 480—481.
126. H. L. Cox and J. E. Field: The Initiation and Propagation of Fatigue Cracks in Mild Steel Pieces of Square Section. *Aeronaut. Quart., 4* (Aug. 1952) 1—18.
127. M. H. Roberts: Precise Measurement of Fatigue Test Load. *Metallurgia, 46* (Aug. 1952) 107—114.
128. H. de Leiris and H. Dutilleul: Fatigue Tests of Arc Welded Joints. *Welding J.* (N. Y.), *31* (Feb. 1952) 104 s.
129. J. E. Forsyth: Some Metallographic Observations on the Fatigue of Metals. *J. Inst. Metals, 80* (Dec. 1951) 181—186.
130. E. Epremian and R. F. Mehl: Investigation of Statistical Nature of Fatigue Properties. *N. A. C. A., Tech. Note* No. *2719* (June 1952).
131. F. H. Teneman: Fatigue Testing at the T. N. O. Metal Institute. *T. N. O. Nieuws, 7* (May 1952) 142—146; in Dutch.
132. Darnley M. Howard and Frank C. Smith: Fatigue and Static Tests of Flush-Riveted Joints. *N. A. C. A., Tech. Note No. 2709* (June 1952).

133. J. T. Ransom and R. F. Mehl: The Statistical Nature of the Fatigue Properties of SAE 4340 Steel Forgings. *A. S. T. M.*, Preprint No. 87 (1952).
134. E. Empremian and R. F. Mehl: A Statistical Interpretation of the Effect of Understressing on Fatigue Strength. *A. S. T. M.*, Preprint No. 90 (1952).
135. G. M. Sinclair: An Investigation of the Coaxing Effect in Fatigue of Metals. *A. S. T. M.*, Preprint No. 92 (1952).
136. J. T. Ransom and R. F. Mehl: The Anisotropy of the Fatigue Properties of SAE 4340 Steel Forgings. *A. S. T. M.*, Preprint No. 93 (1952).
137. William N. Findley: Fatigue of 76S-T61 Aluminum Alloy Under Combined Bending and Torsion. *A. S. T. M.*, Preprint No. 97 (1952).
138. B. J. Lazan and L. J. Demer: Damping, Elasticity, and Fatigue Properties of Temperature-Resistant Materials. *A. S. T. M., Proc., 51* (1951) 611—646; discussion pp. 647—648.
139. Alfred M. Freudenthal: Planning and Interpretation of Fatigue Tests. *A. S. T. M., Symposium* (1952) 3—13; discussion pp. 14—22, 59—64.
140. Foster B. Stulen: On the Statistical Nature of Fatigue. *A. S. T. M., Symposium* (1952) 23—40; discussion pp. 41—44, 59—64.
141. Robert Plunkett: Statistical Analysis of Fatigue Data. *A. S. T. M., Symposium* (1952) 45—54; discussion pp. 54—64.
142. P. G. Forrest and H. J. Tapsell: Correlation of Fatigue Strength in Bending and Direct Stress. *Engineering, 173* (June 13, 1952) 757—758.
143. P. G. Fluck: The Influence of Surface Roughness on the Fatigue Life and Scatter of Test Results of Two Steels. *A. S. T. M., Proc., 51* (1951) 584—591; discussion pp. 591—592.
144. D. Rosenthal and G. Sines: Effect of Residual Stress on the Fatigue Strength of Notched Specimens. *A. S. T. M., Proc., 51* (1951) 593—608; discussion pp. 608—610.
145. B. J. Lazan and T. Wu: Damping, Fatigue, and Dynamic Stress-Strain Properties of Mild Steel. *A. S. T. M., Proc., 51* (1951) 649—678; discussion pp. 678—681.
146. Haakon Styri: Fatigue Strength of Ball Bearing Races and Heat-Treated 52100 Steel Specimens. *A. S. T. M., Proc., 51* (1951) 682—697; discussion pp. 697—700, 719—720.
147. G. R. Gohn and W. C. Ellis: The Fatigue Test as Applied to Lead Cable Sheath. *A. S. T. M., Proc., 51* (1951) 721—740; discussion pp. 741—744.
148. N. M. Newmark, R. J. Mosborg, W. H. Munse and R. E. Elling: Fatigue Tests in Axial Compression. *A. S. T. M., Proc., 51* (1951) 792—803; discussion pp. 804—810.
149. Symposium on The Failure of Metals by Fatigue, University of Melbourne. — *Metallurgia, 35* (April 1947) 289—293.
150. R. B. Heywood: The Relationship Between Fatigue and Stress Concentration. *Aircraft Eng., 19* (March 1947) 81—84.
151. Wilbur M. Wilson, William H. Munse and Walter H. Bruckner: Fatigue Strength of Fillet-Weld, Plug-Weld and Slot-Weld Joints Connecting Steel Structural Members. *Univ. Illinois Bull., 46* No. 63, (May 1949). 104 pages.
152. Fatigue Tests of Beams in Flexure; Advance Report of Committee 15 — Iron. and Steel Structures. *Am. Ry. Eng. Assoc., Bull., 52* (Sept.—Oct. 1950) 111—129.
153. G. V. Uzhik: Endurance Limit of Steel Under Simultaneous Action of Constant and Alternating Stresses. *Bull. acad. sci. U. R. S. S., Classe sci. tech.* (May 1949) 657—665; in Russian.
154. Anton Pomp and Max Hempel: Notch-Impact Toughness and Fatigue Strength of Various Notched and Unnotched Steels under Tensile Stress. *Arch. Eisenhüttenw., 21* (Jan.—Feb. 1950) 67—76.
155. W. Ker Wilson: Effect on Fatigue Strength. *Inst. Mech. Engrs. (London), Proc., 153* (1945), *War Emergency Issue No. 10*, 347—351.
156. M. L. Bernshtein: Fatigue-Test Machine for High-Temperature Testing. *Zavodskaya Lab., 15* (April 1949) 497—600; in Russian.
157. Editorial. — Fatigue of Metals, Orowan's Theory and Its Practical Implications. *Automobile Engr., 42* (Dec. 1952) 529—531.
158. L. R. Jackson and T. E. Pochapsky: The Effect of Composition on the Fatigue Strength of Decarburized Steel. *Trans. A. S. M., 39* (1947) 45—57; discussion pp. 57—60.
159. P. S. Wakefield: Fatigue. *Machinery Lloyd* (Overseas Ed.), *21* (Aug. 13, 1949) 68—72.

160. B. J. Lazan: Fatigue Testing Machine. *Machine Design, 19* (May 1947) 123—127.
161. F. B. Stulen and H. N. Cummings: A Failure Criterion for Multi-Axial Fatigue Stresses. *A. S. T. M.*, Preprint No. 76 (1954).
162. A. K. Head: The Mechanism of Fatigue of Metals. *J. Mech. Phys. Solids, 1* (Jan. 1953) 134—141.
163. P. E. Cavanagh: Some Changes in Physical Properties of Steels and Wire Rope during Fatigue Failure. *Trans. Can. Inst. Mining Met.* (July 1947) 401—411.
164. T. T. Oberg and W. J. Trapp: High-Stress Fatigue of Alloy Steels. *Product Eng., 22* (Jan. 1951) 159, 161, 163.
165. Failure of High-Pressure Fuel Pipes. *Engineer, 195* (May 1, 1953) 628—630.
166. G. K. Trubin: *Contact Fatigue of the Teeth of Spur Gears*, Government Scientific-Technical Publishing House, Moscow (1950), Book No. 37.
167. J. A. Bennett and J. G. Weinberg: Fatigue Notch Sensitivity of Some Aluminum Alloys. *J. Research N. B. S., 52* (May 1954) 235—245.
168. J. McKeown, D. E. Dineen, and L. H. Back: Fatigue Properties of Four Cast Aluminum Alloys at Elevated Temperatures. *Metallurgia, 41* (May 1950) 393—396.
169. W. P. Wallace and R. N. Wallace: Endurance Limit of Zirconium. *Metal Progr., 65* (April. 1954) 128—129.
170. J. O. Almen: Fatigue Weakness of Surfaces. *Product Eng., 21* (Nov. 1950) 117—140.
171. Methods of Increasing Fatigue Strength of Gear Teeth. *Machinery* (London), *70* (June 5, 1947) 601—602.
172. Editorial. — Torsional Fatigue of Marine-Engine Shafting. *Engineering, 165* (March 5, 1948) 229—230.
173. Otto Graf: Fatigue Tests on Welded Beam Connections. *Welding J.* (N. Y.), *33* (July 1954) 365s—368s.
174. B. M. Pearson: Fatigue Properties of Helical Springs for I. C. Engine Valve Springs and other Duties. *Wire Ind., 17* (Dec. 1950) 987—989.
175. Heinz Glaubitz: Fatigue-Bending Strength and Wear Resistance of Gear Wheels. *Arch. tech. Messen* (Nov. 1950) T126; in German.
176. John Allan MacLean: Airplane Landing-Gear Fatigue Problems. *Aeronaut. Eng. Rev., 4* (Nov. 1954) 12—21.
177. H. L. Burghoff and A. I. Blank: Fatigue Characteristics of Some Copper Alloys. *A. S. T. M.*, Advance Print AP1 (1947).
178. Ernst Raub: The Influence of Hard Chromium Plating on the Fatigue Strength of Aluminum Alloys. *Metallforschung, 2*, (April 1947) 121—126.
179. R. W. Bundy and Joseph Marin: Fatigue Strength of 14S-T4 Aluminum Alloys Subjected to Biaxial Stresses. *A. S. T. M.*, Preprint No. 73 (1954).
180. C. Cerardini: Fatigue of Welded and Riveted Trusses. *Welding J.* (N. Y.), *28* (June 1949) 241s—245s.
181. H. F. Moore: The Fatigue Strength of Aluminum and Magnesium Alloys. *Aluminum and Magnesium, 2* (Nov. 1945) 14—17, 28—29.
182. O. J. Horger: Mechanical and Metallurgical Advantages of Shot Peening. *Iron Age, 155* (March 29 and April 5, 1945) 40, 66.
183. Editorial. — Increasing Fatigue Resistance by Shot Peening. *Machinery* (London), *67* (No. 1, 1945) 449—454.
184. A. Fisher: A Discussion on the Notch Impact Test and its Interpretations. *Metallurgia, 32* (Oct. 1945) 281—284.
185. Frederick C. Hull and H. R. Welton: Work Hardened Surfaces of Fatigue Specimens. *Metal Progr., 48* (Dec. 1945) 1287—1288.
186. M. Ros: Experiments for the Determination of the Influence of Residual Stresses on the Fatigue Strength Of Structures. *Welding Research, 4* (Oct. 1950) 83r—93r.
187. H. Majors, Jr., B. D. Mills, Jr., and C. W. MacGregor: Fatigue under Combined Pulsating Stresses. *J. Appl. Mechanics, 16* (1949); Trans. *A. S. M. E., 71* (Sep. 1949) 269—276.
188. Endurance Strength, Nitriding vs. Shot-Peening. *Tooling and Production, 20* (May 1954) 52—54.
189. N. H. Polakowski and A. Palchoudhuri: Softening of Certain Cold-Worked Metals under the Action of Fatigue Load. *A. S. T. M.*, Preprint No. 74 (1954).
190. S. F. Dorey: Torsional-Fatigue Testing of Marine Shafting. *Engineering, 165* (March 19, 1948) 286—288; (March 26, 1948) 310—312.
191. E. Buckingham and G. J. Talbourdet: Recent Roll Tests on Endurance Limits of Materials. *Mechanical Wear*, A. S. M. (1950) 289—302; discussion pp. 302—307.

192. Paul W. Boone: Caustic Etching Detects Fatigue Damage. *Iron Age, 165* (May 18, 1950) 99—100.
193. J. E. Bennett and J. L. Baker: Effects of Prior Stress on the Fatigue of Aluminum Alloys. *Light Metal Age, 9* (April 1951) 16—17.
194. T. J. Dolan: Fatigue as a Factor in Pressure Vessel Design. *Welding J.* (N. Y.), *33* (Jun 1954) 265s—275s.
195. R. C. Miller, Jr. and A. W. Brunot: Fatigue Tests of Steel Specimens Prepared for Metallizing. *Welding J.* (N. Y.), *33* (June 1954) 275s—279s.
196. W. E. W. Millington and F. C. Thompson: The Investigation of a Fatigue Failure of Brass Tubes in a Feed-Water Heater, with a Consideration of the Nature of Fatigue. *J. Inst. Metals, 31* (1924) 81—120.
197. L. Gascuel: Shock Fatigue of a Steel Part: Calculation of a Bloom-Shear Stop. *Métallurgie, 86* (No. 5, May 1954) 415—417; in French.
198. A. H. Chilver: The Estimation of Fatigue Damage in Aircraft Wing Structures. *J. Roy. Aeronaut. Soc., 58* (June 1954) 396—402.
199. W. S. Pellini, G. A. Sandoz and H. F. Bishop: Drop Weight Test Measures Notch Ductility. *Iron Age, 174* (July 8, 1954) 100—103.
200. R. Cazaud: Spreading and Detection of Fatigue Cracks. *Métaux (Corrosion-Inds.), 27* (Dec. 1952) 475—485; in French.
201. J. O. Almen: Torsional Fatigue Failures. *Product Eng., 22* (Sep. 1951) 167—182.
202. S. L. Case, J. M. Berry and H. J. Grover: Fatigue Strength of Large-Notched Steel Bars Surface-Hardened by Gas Heating and by Induction Heating. *Trans. A. S. M.*, Preprint No. 26 (1951).
203. George J. Gilbert: Peening Process Increases Fatigue Life of Drill Collars. *Oil Gas J., 50* (Sep. 6, 1951) 74—75, 106—107.
204. M. H. Weisman and M. H. Kaplan: The Fatigue Strength of Steel Through the Range from 1/2 to 30,000 Cycles of Stress. *A. S. T. M., Proc., 50* (1950) 649—665; discussion pp. 666—667.
205. Horace J. Grover: Fatigue Notch-Sensitivities of Some Aircraft Materials. *A. S. T. M., Proc., 50* (1950) 717—729; discussion pp. 730—734.
206. Hugh L. Logan: Effect of Chromium Plating on the Endurance Limit of Steels Used in Aircraft. *A. S. T. M., Proc., 50* (1950) 699—713; discussion pp. 714—716.
207. L. P. Tarasov and H. J. Grover: Effects of Grinding and other Finishing Processes on the Fatigue Strength of Hardened Steel. *A. S. T. M., Proc., 50* (1950) 668—687; discussion pp. 687—698.
208. T. R. Breunich: Fatigue Testing. Its Machines and Methods. *Product Eng., 24* (Feb. 1953) 128—134; (March 1953) 148—154.
209. R. Cazaud: The Resistance to Fatigue, or Endurance. *Métaux (Corrosion-Ind.), 27* (Oct. 1952) 386—400; in French.
210. Charles B. Cliett: Flexural Strength of Anodized 24-ST Aluminum-Alloy Sheet. *Aeronaut. Eng. Rev., 11* (Dec. 1952) 29—30, 42.
211. Eugene F. Poncelet: A Theory of Static Fatigue for Brittle Solids. *Fracturing of Metals*, A. S. M., Cleveland (1948); also *Trans. A. S. M., 40B* (1948) 201—227.
212. W. G. Warren: Fatigue Tests on Defective Butt Welds. *Welding Research, 6* (Dec. 1952) 112r—117r.
213. T. O. Kuivinen: Full-Scale Fatigue Testing of Compressor Cylinders. *Trans. A. S. M. E., 75* (April 1953) 467—471; discussion pp. 471—472.
214. R. Cazaud: *Fatigue of Metals*, 3rd Ed., Chapman & Hall, London (1953).
215. William M. Murray, editor. — Fatigue and Fracture of Metals. M. I. T., Technology Press (1952), also John Wiley & Sons, New York.
216. G. R. Gohn and W. C. Ellis. — The Fatigue Tests as Applied to Lead Cable Sheath. A. S. T. M., Preprint No. 24 (1951).
217. Hans Bühler. — Fatigue Tests of Steel Girders. Welding J. (N. Y.), 32 (Jan. 1953) 52s—54s.
218. André Kovacs and Pierre Laurent. — Influence of the Fatigue Phenomenon on the Modulus of Elasticity of Steels. Compt. rend., 235 (Nov. 10, 1952) 1103—1104; in French.
219. André Kovacs and Pierre Laurent. — Influence of Fatigue on the Magnetic Properties of Steels. Ibid. (Nov. 17, 1952) 1224—1226; in French.

Doplňky literatury ke kapitole IX

Sestavili inž. B. a inž. T.

220. I. A. Oding: Zjištění příčin lomu únavou podle struktury a tvaru. Praha, Prům. vydavatelství, 1951.
221. O Puchner: Několik poznámek k únavě šedé litiny. Slévárenství 1 (1953), č. 7, str. 170/176.
222. A. Vetiška: Únava různě opracovaných litin a některé vztahy vyplývající z těchto měření. Slévárenství 1 (1953), č. 9, str. 241/245.
223. P. Skulari: Sledování dynamické únavy mikrorentgenem. Hutnické listy VII (1952), č. 9, str. 456/461.
224. P. Skulari a V. Očenášek: Sledování dynamické únavy mikrorentgenem. Hutnické listy X (1955), č. 5, str. 279/284.
225. M. Klesnil a P. Ryš: Počáteční stadia únavových jevů v uhlíkové oceli. Hutnické listy XIII (1958), č. 12, str. 1116/1123.
226. M. Klesnil: Studium únavových poruch v ocelích s různým obsahem uhlíku. Hutnické listy XV (1960), č. 2, str. 120/125.
227. V. Walla: Zkoušení ocelí a ostatních kovů. Praha, Práce, 1952.
228. O. Modráček a V. Šindelář: Zkoušení materiálu. Praha, Práce, 1952.
229. N. N. Davidenkov: Někotoryje voprosy ustalostnoj pročnosti stali. Moskva, Mašgiz, 1953.
230. N. A. Šapošnikov: Mechanické zkoušení kovů. Praha, SNTL, 1953.
231. Základy novodobé konstrukce strojů (Sborník č. 4). Praha, ČSAV, 1959.
232. Zásady úsporného konstruování. Praha, SNTL, 1953.
233. Ocel a konstruktér. Praha, Tech.-věd. vydavatelství, 1952.
234. E. Siebel: Handbuch der Werkstoffprüfung, sv. 1 a 2. Berlin, Springer Verlag, 1958.
235. J. A. Pope: Metal Fatigue. London, Chapman and Hall, 1959.
236. F. Píšek: Nauka o materiálu II. Sv. 1. Praha, ČSAV, 1959.
237. G. Sines, J. K. Waisman: Metal Fatigue. New York, Mc Graw-Hill, 1959.
238. I. A. Oding: Teória dislokácií v kovoch a její použitie. Praha-Bratislava, SNTL-SVTL, 1961.
239. A. Chiťkov: Přetížení strojních součástí za provozu a únava materiálu (Strojnický sborník 1). Praha, Tech.-věd. vydavatelství, 1952.
240. A. Chiťkov: Význam proměnlivých namáhání v technické praxi. (Sborník: Ocel a konstruktér). Praha, Tech.-věd. vydavatelství, 1952.
241. J. Němec: Vliv vrubů na pevnost strojních součástí. (Stroj. sborník 12). Praha, SNTL, 1956.
242. J. Němec: Vliv velikosti, tvaru a způsobu namáhání části na její pevnost. (Stroj. sborník 11, str. 61/73). Praha, SNTL, 1955.
243. J. Němec: Poruchy pístů rychloběžného naftového motoru. Strojírenství 3 (1953), č. 8. str. 583/591.
244. O. Puchner: Poruchy předních os silničních vozidel. Strojírenství 3 (1953), č. 5, str. 350/355.
245. J. Němec: Vplyv veľkosti části na jej pevnosť. Strojnoelektrotechnický časopis SAV 7 (1956), str. 257/267.
246. J. Němec: Tvarová pevnost kolejových vozidel. Praha, SNTL, 1955.
247. M. V. Batanov a N. V. Petrov: Ocelové pružiny. Praha, SNTL, 1953.
248. F. Beneš a V. Draský: Mez únavy ozubených kol. Strojírenství 9 (1959), č. 2, str. 119/125.
249. J. Němec: Dynamická pevnost částí kolejových vozidel při složitém časovém průběhu namáhání. Strojírenství 7 (1957), č. 12, str. 883/888.
250. F. Beneš: Příčiny nízké životnosti pružin. Hutnické listy XIII (1958), č. 1, str. 22/26.
251. O. Puchner a J. Němec: Rozborem provozních mechanických poruch k dokonalejším konstrukcím. Strojírenství 3 (1953), č. 11, str. 809/811.
252. B. Přenosil: Vliv zbytkového austenitu v cementovaných vrstvách na chování za střídavého namáhání. Hutnické listy XII (1957), č. 8, str. 704/711.
253. V. Linhart: Vliv metallurgických povrchových úprav na životnost součástí. Strojírenství 4 (1954), č. 3, str. 199/205.
254. A. Chiťkov: Cementování a únavová pevnost materiálu. Strojírenství 7 (1957), č. 11, str. 849/856.

255. V. Linhart: Vliv zdrsnění povrchu před metalisováním na mez únavy součástí. Strojírenství 7 (1957), č. 12, str. 917/921.
256. J. Sedláček: Statistická teorie únavy materiálu. Strojírenství 5 (1955), č. 11, str. 859/863.
257. M. Knotek a F. Beneš: Statistické hodnocení únavy oceli. Hutnické listy XVII (1962), č. 2, str. 86/94.
258. K. Eliáš, F. Kotrbatý a F. Pokorný: Zjišťování meze únavy při střídavém souměrném kmitu drátů malých průměrů a vysoké pevnosti. Hutnické listy XI (1956), č. 12, str. 728/732.
259. D. van de Moortel: Die Moderne Entwicklung der Drahtseile. Draht, 1959, č. 8 a 9, str. 353/357 a 484/488.
260. O. Puchner a Z. Hostinský: Tvarová pevnost litých klikových hřídelů. Slévárenství 5 (1957), č. 2, str. 35/39.
261. J. Sadílek a A. Kornel: Únavové lomy velkých klikových hřídelů pístových kompresorů. Strojírenství 7 (1957), č. 7, str. 497/501.
262. V. Marek: Praskání klikového hřídele rychloběžného naftového motoru. Strojírenství 3 (1953), č. 3, str. 175/177.
263. C. Höschl: Tvarová pevnost hřídelů namáhaných krutem. Strojírenství 4 (1954), č. 12, str. 883/890.
264. P. Kohn: Lomy turbinových lopatek způsobené resonančním kmitáním. Strojírenství 3 (1953), č. 7, str. 483/487.
265. K. Ryska: Vliv materiálů lopatek parních turbin na poruchy. Strojírenství 3 (1953), č. 9, str. 666/670.
266. R. Štefec: Oceli pro lopatky parních turbin. Strojírenství 4 (1954), č. 2, str. 118/123.
267. J. Bůžek: Zkoušení materiálu typu CrV, CrMoV a CrWV na únavu za vyšších teplot. Strojírenství 5 (1955), č. 4, str. 282/285.
268. R. Šejnoha: Tepelná únava. Hutník 8 (1958), č. 10, str. 341/346.
269. J. Shon: Zvýšení meze únavy kuličkováním. Praha, Prům. vydavatelství, 1952.
270. B. Matějka, J. Moravus, A. Vetiška: Vliv válečkování na mez únavy při střídavém krutu. Strojírenství 4 (1954), č. 10, str. 752/757.
271. A. Vetiška: Mez únavy materiálu a jeho tlumení v závislosti na válečkování. Hutnické listy XI (1956), č. 11, str. 648/654.
272. J. Píro: Šroubové pružiny vyráběné vinutím za tepla. Hutník 8 (1958), č. 6, str. 213/215.
273. J. Kudrjava: Ustalostnaja pročnost i ostatočnyje naprjaženija v stali. Moskva, Mašgiz, 1955.
274. M. Holý: Příspěvek ke studiu pnutí III. druhu při únavě. Čs. čas. fys. 7 (1957), č. 5, str. 547/550.
275. S. V. Serensen a kol.: Mašiny dlja ispytanij na ustalosť. Moskva, Mašgiz, 1957.
276. O. Puchner: Pevnost svařených rohových spojů automobilových rámů. Strojírenství 4 (1954), č. 3, str. 277/281.
277. O. Puchner: Hospodárné navrhování svařovaných strojních konstrukcí (Stroj. sborník 11, str. 125/136). Praha, SNTL, 1955.
278. O. Puchner: K únavě svařených spojů z ocelí vyšší pevnosti. Strojírenství 7 (1957), č. 8, str. 581/585.
279. J. Musil: K otázce životnosti ventilových pružin. Strojírenství 8 (1958), č. 7, str. 533/535.

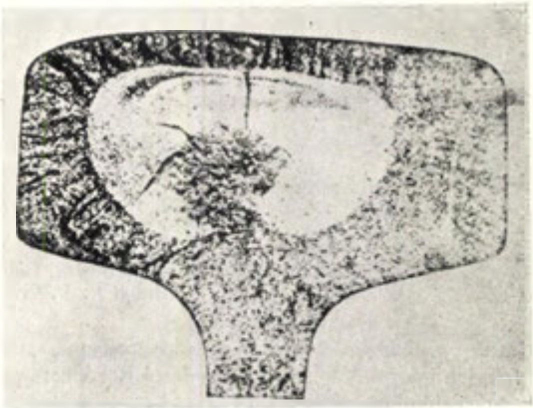
Kapitola X

VLOČKY

I. DEFINICE A HISTORIE

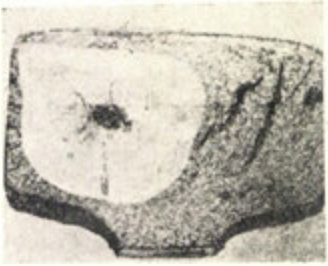
Vločky v oceli upozornily na sebe dvěma železničními neštěstími zaviněnými zlomením kolejnic, z nichž první se přihodilo na trati Lehigh Valley Railroad r. 1911 a druhé na trati Galveston, Harrisburg and San Antonio Railway r. 1916. Při hledání příčin těchto neštěstí se zjistilo, že na lomových plochách kolejnic byly neobvyklé kulaté nebo oválné skvrny, které vypadaly jako hladké, stříbřitě lesklé plošky na základním zrnitém lomu *(obr. 136* až *138)*. V kovu pod těmito ploškami bylo objeveno množství mikroskopických prasklinek. J. E. HOWARD, který zkoumal příčinu vykolejení v r. 1916, nazval tyto prasklinky „příčnými trhlinami". Domníval se, že byly způsobeny únavou, která měla svůj původ v namáhání kolejnic při rovnání. Howard vykonal pokusy, při nichž při rovnání kolejnic ve vzpěrném lisu stupňoval jejich místní namáhání, a podařilo se mu vyvolat podobné trhliny, ačkoli, jak prohlásil, byla to obrovská práce. Jeho pokusy rovněž ukázaly, že rozložení příčných trhlin v hlavě kolejnic lze poněkud ovládat.

Po objevení příčných trhlinek provedl dr. DUDLEY z New Yorku Central Railway a dr. UNGER z Carnegie Steel Works intenzívní výzkum této vady kolejnic. Mezitím se počet lomů zvětšoval. V roce 1913 se v železniční síti zlomilo následkem příčných trhlinek více než 3300 kolejnic. U série 140 taveb v roce 1929, z nichž byly vyválcovány 60kg kolejnice, vznikaly příčné trhlinky tak rychle, že všechny kolejnice z těchto taveb musely být vyřazeny z provozu.

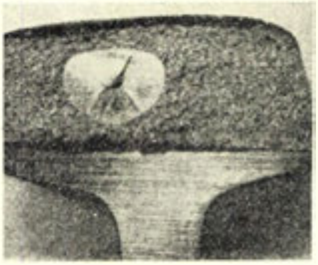


Obr. 136. Vločka v hlavě kolejnice *(Snímek z časopisu Iron Age)*

W. C. BARNES, zkušební inženýr železničního výboru Am. Railway Engineers Association, popsal příčné trhlinky jako nálomy vycházející z jakéhosi zárodku ve střední oblasti hlavy kolejnice. Jádro trhlinky je obvykle malé, průměru 0,8 až 3,2 mm, s výjimkou některých případů, kdy byl zjištěn průměr až 16 mm. Trhlinky se šíří ze zárod-



Obr. 137. Trhlinka v hlavě kolejnice, která se porušila za provozu *(Snímek z Battelle Memorial Institute)*

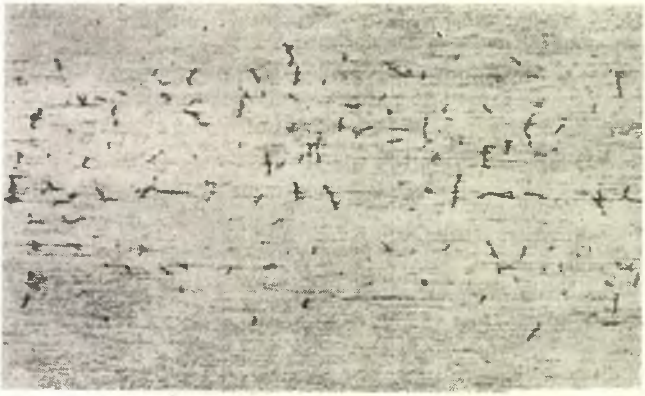


Obr. 138. Malé trhlinky zjištěné v kolejnici detekčním vozem *(Snímek z Battelle Memorial Institute)*



Zmenš. na 0,5

Obr. 139. Povrchové trhlinky pod příčnými trhlinami ve staré kolejnici. Leptáno roztokem 9 dílů HCl, 3 díly H_2SO_4 a 1 díl H_2O při 93 °C *(Snímek Warringa a Hofammanna)*



přibl. skut. vel.

Obr. 140. Vločky v ocelové tyči. Leptáno 50 % HCl za tepla *(Snímek R. E. Cramera)*

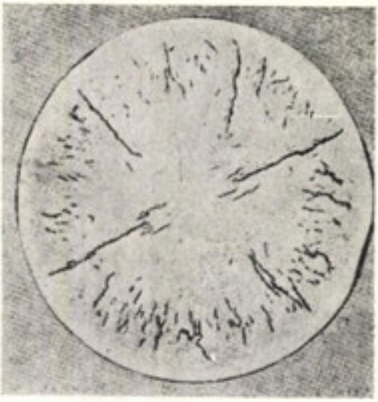
ku v rovině kolmé na osu kolejnice, přičemž rychlost jejich zvětšování závisí na provozních podmínkách. Výbor vedený Barnesem prostudoval asi 30 000 lomů způsobených příčnými trhlinkami.

Později byla tato vada zjištěna u různých druhů kované a válcované oceli a v USA byla označována jako „flakes" nebo „shatter cracks", ve Velké Británii jako „hair-

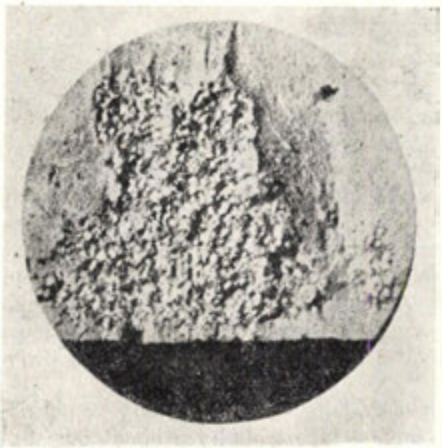
cracks" nebo „hair-lines", v Německu „Flocken", ve Francii „cassures ligneuses". V ČSSR se užívá obvykle označení „vločky" *(obr. 139 a 140)*. N. H. ASHDOWN [3] popisuje vločky jako drobné trhlinky (prasklinky), které jsou téměř kruhové a přibližně rovinné.

A. HULTGREN (diskuse k [36]) vyslovil názor, že vločky nemohou v oceli existovat již při kování, protože jejich tvar není protáhlý, nýbrž že musí vznikat při ochlazování po kování.

Významného pokroku se dosáhlo po objevení vlivu vodíku v oceli na vznik vloček. Protože rozpustnost vodíku v oceli se snižující se teplotou klesá, vylučuje se v kovu



Obr. 141. Radiální trhlinky v Ni-Cr-Mo-oceli způsobené přítomností vodíku v oceli *(Snímek z práce [26])*



zvět. 10 ×

Obr. 142. Vločky na lomové ploše zakaleného kotouče z chrómové oceli *(Snímek A. Hultgrena)*

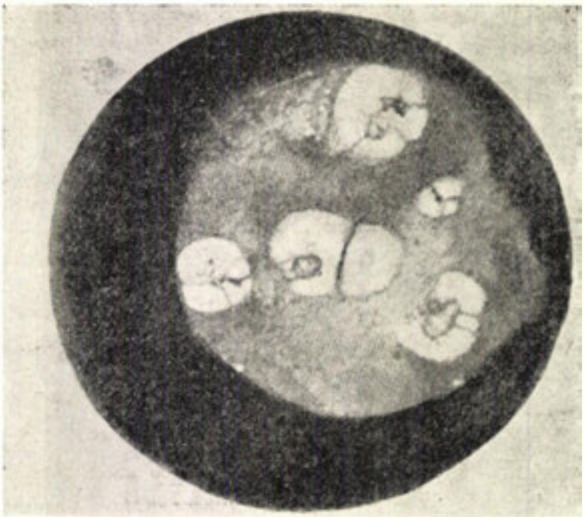


zvět. 3 ×

Obr. 143. Vločky na lomové ploše trhací tyče ze slitinové oceli *(Snímek C. A. Zapffeho a C. E. Simse)*

pod velmi vysokým tlakem volný (molekulární) vodík, který způsobuje vznik prasklinek. Tyto závěry byly potvrzeny mnoha pokusy, při nichž byl kov v tuhém stavu nasycován vodíkem dlouhodobým žíháním ve vodíkové atmosféře v proudu vodíku. H. BENNEK, H. SCHENCK a H. MÜLLER dokázali, že po nasycení tekuté oceli vodíkem je kov po ztuhnutí a ochlazení vločkovitý [52].

I. MUSATTI a A. REGGIORI [12] zkoumali vliv různých činitelů na vznik vloček v ocelích Cr—Ni—Mo. V sochorech ⌀ 150 mm z této oceli obsahující vodík, ochlazovaných pomalu na pokojovou teplotu, nebyly vločky nalezeny, po rychlém ochlazení stejných sochorů byla ocel vločkovitá. Chemické složení řady zkoumaných taveb bylo: 0,3 až 0,4 % C, 0,3 až 0,6 % Mn, asi 0,3 % Si, 2,7 až 3,2 Ni, 0,6 až 0,8 % Cr a 0,3 až 0,4 % Mo.



zvět. 3 ×

Obr. 144. „Rybí očka" na lomové ploše trhací tyče svarového kovu (*Snímek C. A. Zapffeho a C. E. Simse*)

Zjistilo se, že vločky vznikají při teplotě pod 280 °C. Podle názoru zmíněných autorů je tato teplota příliš nízká pro vysvětlení vzniku trhlin pouhým tepelným pnutím.

Rovněž se zjistilo, že po převálcování vločkovitých sochorů na kvadrát 50 mm a po ochlazení vyválcovaných tyčí na vzduchu vločky zcela zmizely. V práci Mussatiho a Reggioriho je řada snímků vločkovité oceli. Některé z těchto snímků ukazují pouze několik dlouhých trhlin jdoucích celým průřezem tyčí, jiné ukazují dlouhé radiální trhliny jdoucí do značné hloubky (*obr. 141*). Tyto trhliny zřejmě nejsou omezeny na oblast kovu pod vločkami, ale jsou pouze důkazem zkřehnutí oceli vodíkem. Typické trhliny obvykle zjišťované v oceli pod vločkami jsou drobné a bývá jich velké množství.

ASM Metals Handbook 1948 definuje vločky jako vnitřní trhlinky ve slitinách na bázi železa. Na lomových plochách se mohou tyto trhlinky projevit jako dosti velké plošky stříbřitě lesklé s hrubou krystalizací; u tvářených výrobků se mohou vločky projevit jako krátké trhlinky na naleptaném výbrusu.

Hrubá krystalizace uvedená v této definici není obecnou charakteristikou vloček. Snímky v práci Hultgrenově (*obr. 142*) a snímky Zapffeho a Simse (*obr. 143*) ukazují sice vločky s hrubou texturou, ale na předchozích snímcích (*obr. 137* a *138*) se zdá povrch vloček mnohem hladší než povrch ostatního lomu.

F. B. Foley popisuje vločky jako lesklé plošky, jejichž vzhled by mohl vzniknout např. zatlačením malého kousku stříbrné fólie do lomové plochy.

Tento rozdíl ve vzhledu vloček skutečně existuje a mohl by být vysvětlen možnými rozdíly v chemickém složení oceli nebo rozdíly v mechanismu vzniku vloček. Protože velká odrazivost je vždy vlastností hladkých ploch, dojdeme k závěru, že musí být hladké alespoň malé plošky na povrchu vloček, nebo dokonce celý jejich povrch. Tento závěr souhlasí s popisem Zapffeho a Simse, kteří se zmiňují o hladkých facetkách (ploškách) s velkou odrazivostí, po nichž postupoval lom [33].

Někteří autoři se domnívají, že vločky a únava jsou velmi podobné a někdy dokonce stejné vady. Naopak podle našeho názoru je spíše třeba zdůraznit zásadní

rozdíl mezi vločkami a únavovými lomy. Únavové lomy mají vždy zakřivená pásma obklopující jediný bod, v němž lom začal. Tento střed lomu mohl být tvořen vměstkem nebo trhlinkou. Vločky naproti tomu nemají oddělená pásma, ale jeví se jako jediná kompaktní ploška vycházející z malé trhlinky v kovu pod vločkou. Únava je způsobena opakovaným cyklickým namáháním, tj. dlouhodobým pochodem, což je pro únavu nejcharakterističtější. Vločky vznikají při náhlém, ale celkem řídkém prasknutí zkřehlého kovu. Podle našeho názoru zde jde o dva odlišné typy chování kovu za odlišných podmínek. Zapffe a Sims definují vločky jako určité oblasti křehkosti uvnitř kovu vyvolané vodíkem, v nichž vznikly trhlinky superpozicí vnitřních pnutí, z nichž nejdůležitější jsou pnutí vzniklá ochlazováním [33]. Vznik vloček byl uměle vyvolán v r. 1936 vháněním vodíku do roztavené oceli, ačkoli se Howardovi podařilo již dříve vyvolat vločky stupňovaným místním namáháním při rovnání kolejnic.

II. PŮVOD VLOČEK

Některé různé názory na původ vloček jsme již uvedli v oddílu I této kapitoly. V tomto oddílu podáme stručný celkový přehled o příčinách a podmínkách podporujících vznik vloček.

a) J. E. Howard se v r. 1916 domníval, že nadměrné namáhání kolejnic při jejich rovnání ve vzpěrném lisu je hlavní příčinou vzniku vloček. V té době nebyl však ještě objeven vliv vodíku na ocel a zůstává věcí dohadu, zda křehkost kolejnic zkoušených Howardem byla nebo nebyla způsobena vodíkem.

A. Hultgren při rozboru práce Cramera a Bastla uvedl, že jejich výsledky se zdají naznačovat, že hlavní příčinou vzniku vloček jsou pnutí.

b) Zkřehnutí oceli vodíkem se zdá nejpravděpodobnější příčinou vzniku vloček, ačkoli mechanismus zkřehnutí nebyl dosud odhalen. Je možné, že vodík snižuje houževnatost oceli tak značně, že i malé deformace vyvolané změnami teploty mohou způsobit praskání oceli. Podle jiné teorie vznikají trhlinky potrháním kovu vysokým tlakem vodíku vylučujícího se v oceli při nízkých teplotách.

Přítomnost vodíku ve vločkovité oceli dokázal W. R. Ham [30], A. M. Samarin a J. Chipman [28], G. T. Motok [29] a jiní. Úplný přehled o vlivu vodíku na ocel podává T. G. Bamford [53]. Zkřehnutí oceli vodíkem se vysvětluje jeho vlivem na hranice krystalů.

c) Rychlé ochlazování jako nutná podmínka pro vznik vloček bylo zdůrazněno v řadě prací. Mezi jiným lze uvést pokusy [12], při nichž sochory ⌗ 200 mm ochlazené z válcovací teploty na vzduchu byly plné vloček, kdežto sochory ze stejné tavby ochlazované pomalu vločky neobsahovaly.

Podle H. H. Ashdowna [3] vznikají vločky ihned po kování nebo válcování, je-li ocel ochlazována rychle. Při pomalém ochlazování stejné oceli vločky nevzniknou. V práci je dále závěr, že primární struktura oceli a segregace nemají na vločky vliv.

d) Za jednu z důležitých příčin vzniku vloček pokládají R. R. Cramer a R. C. Bast [44] smršťování oceli během chladnutí spojené s pnutím, které vzniká tlakem atomárního vodíku ve struktuře.

e) Jiní pracovníci [38] zjistili, že vločky nevznikají jen vlivem vodíku, nýbrž také tepelným pnutím a pnutím vyvolaným objemovými změnami při překrystalizaci oceli.

f) F. Giolliti [25] soudí, že vločky mají příčinu v nekovových vměstcích v oceli

nebo alespoň s nimi souvisí. Podle H. H. ASHDOWNA jsou však čistší oceli náchylnější k vločkovitosti.

g) Prodloužení rafinační periody v obloukové peci bylo uváděno jako příčina výskytu vloček u 2000 taveb oceli na kuličková ložiska [36].

h) Vlhkost vzduchu při výrobě a zpracování oceli zvětšuje množství vloček v oceli [37].

i) I. MUSATTI a A. REGGIORI uvedli, že ohřev oceli náchylné ke vločkovitosti v dusíkové atmosféře zabránil vzniku vloček.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Při hodnocení jednotlivých teorií o tvoření vloček je třeba podotknout, že dosud neexistuje jednotný názor na mechanismus vzniku vloček. Naproti tomu se dnes všeobecně uznává, že prvotní příčinou tvoření vloček je vodík obsažený v oceli. Avšak také se nepopírá úloha vnitřních pnutí, hlavně strukturních a tepelných, při tvoření vloček.

Hlavní činitelé při tvoření vloček jsou především vnitřní pnutí způsobená tvářením a ochlazováním oceli a pnutí vytvořená vodíkem obsaženým v oceli. Pro vznik vloček jsou nutné obě tyto podmínky [55]. Chybí-li jedna z nich, vločky se v oceli netvoří.

K vnitřním pnutím, jež jsou důležitá při tvoření vloček, patří strukturní, tepelná a zbytková deformační pnutí. Jednotlivá pnutí mají poměrný význam závislý na složení, podmínkách ochlazování, zpracování oceli a na dalších činitelích. Podle současných poznatků připadá hlavní úloha patrně strukturním pnutím.

Zvětšením obsahu legujících prvků do určitých hodnot se strukturní pnutí zvětšují. Proto se také náchylnost oceli k tvoření vloček zpravidla zvětšuje s rostoucím obsahem legujících prvků. Nejvíce náchylné k tvoření vloček jsou oceli martensitické a perliticko-martensitické. V uhlíkových ocelích je dendritická segregace mnohem menší a je omezena na uhlík, síru a fosfor. Proto strukturní pnutí v těchto ocelích jsou mnohem menší a uhlíkové oceli jsou méně náchylné k tvoření vloček.

Vnitřní pnutí jsou jednou z hlavních příčin a nutných podmínek pro tvoření vloček v oceli. K utvoření vloček, tj. jemných trhlinek kruhového tvaru s charakteristickým stříbřitě bílým povrchem, je třeba, aby kromě vnitřních pnutí bylo v oceli určité množství vodíku.

Rozpustnost vodíku v oceli při jejím tuhnutí a ochlazování velmi klesá a vodík se vylučuje z roztoku do mikroskopických dutinek kovu a přechází ze stavu atomárního do molekulárního. Při nízkých teplotách (200 až 250°) je vylučování vodíku z roztoku nevratné a tlak v mikroskopických dutinkách značně vzrůstá. Tím vznikají v oceli místa s velkým objemovým napětím, která vytvářejí podmínky pro křehké porušení kovu. Tato objemová pnutí způsobená vodíkem a ostatní vnitřní pnutí se sčítají a jsou příčinou tvorby vloček v oceli. — (Konec doplňku)

*

III. ZJIŠŤOVÁNÍ VLOČEK

a) E. A. SPERRY vyvinul nedestruktivní metodu zjišťování vloček v kolejnicích pomocí elektrického proudu [4]. Do kolejnic se přivede stejnosměrný elektrický proud velké intenzity a drobné trhlinky nebo vměstky způsobují natáčení osy elektrického toku v kolejnici. Toto natočení se zjišťuje a zesiluje. Zařízení je namontováno na

železničním voze, který pojíždí po kolejnicích. W. C. BARNES (diskuse k [4]) ocenil Sperryho metodu jako velmi cennou. Za prvních osm měsíců provozu detekčního vozu se vyzkoušelo 2900 km kolejnic na tratích 17 železničních společností a bylo zjištěno 145 příčných nebo složitých trhlin a mnoho prasklých hlav kolejnic, kolejnic s rozválcovanou staženinou, zlomených patek, rozdvojených stojin, vodorovných trhlin atd. Je-li však zárodek trhlin velmi malý, může se zjistit jen velmi citlivou obměnou Sperryho metody.

b) K odhalení trhlin v oceli s vločkami použili CRAMER a BAST [43] leptání 50% kyselinou solnou. Toto leptání je velmi hluboké, a proto může zničit podrobnosti struktury, které by mohly poskytnout další informace o trhlinkách. Bylo by žádoucí, aby se struktura zkoumala nejdříve po mírném naleptání.

c) U velkých výkovků (např. rotorů) se dělá axiální vývrt, který se prohlíží periskopem. Povrch vývrtu musí být hladký, aby bylo možno rozeznat trhlinky [3].

d) Obsah vodíku v roztavené oceli se může zjišťovat metodou popsanou v práci [53].

e) Popis různých zkušebních metod podává A. IGNATOV [1].*)

IV. VÝSKYT VLOČEK

a) Umístění vloček na příčném průřezu ocelových součástí je velmi zajímavé, protože může poskytnout dodatečné informace o jejich původu.

U kovaných a válcovaných tyčí nacházíme vločky mezi povrchem a středem tyče. Tuto polohu vysvětlují MUSSATI a A. REGGIORI [12] rychlým ochlazováním povrchu, z něhož vodík může snadno uniknout, kdežto v jádře průřezu vodík zůstává.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Rozložení vloček obvykle nesouvisí s rozložením nekovových vměstků v oceli [55]. Jen ojediněle se setkáváme s případem, že vločky hraničí s nekovovými vměstky. V příčném průřezu ocelových výrobků se vločky nejčastěji rozprostírají podél směru tečení kovu při jeho mechanickém zpracování za tepla. Na příčných makrovýbrusech mohou být vločky orientovány buď podle „kovářského kříže“, nebo podle poloměru vepsaných kružnic na čtvercových polotovarech. V polotovarech kruhového průřezu jsou pak orientovány buď podle poloměrů, anebo podle koncentrických kružnic. Vločky se mohou rozprostírat i bez určité orientace. Kolmo na směr tečení při tváření kovu za tepla se vločky rozprostírají velmi zřídka. — (Konec doplňku)

*

U kolejnic se vločky vyskytují v hlavě pod jejím horním povrchem a obvykle blíže k jedné straně. Tato výstřední poloha musí mít nějakou příčinu, která je však dodnes neznáma.

F. B. FOLEY (diskuse k [43]) zdůraznil, že praskliny z ochlazování nacházíme jen zřídka, pokud je zde vůbec nacházíme, a to v místech, kde je kov nejrychleji ochlazován, ačkoli rychlé ochlazování po kování nebo válcování podporuje vznik vloček a pomalé ochlazování mu zabraňuje.

---

*) Obsah vodíku, popřípadě i jiných plynů v oceli se dnes běžně zjišťuje vakuovou extrakcí za horka, např. v přístroji Stroehleinově. — Pozn. překl.

Někdy se vločkovitost zkoumá leptáním persíranem amonným a 10% roztokem HNO_3 [54]. Leptaný povrch se zkoumá ihned po naleptání a po uplynutí 24 hodin. — Pozn. inž. B. a inž. T.

V ingotech se vločky vyskytují na úhlopříčnách ze středu do rohů ingotu.

b) Vločky se jen zřídka vyskytují u tyčí vyválcovaných ze sochorů, které byly znovu ohřívány.

c) Seznam ocelí náchylných ke vločkovitosti je v práci [51]. H. H. Ashdown [3] soudí, že výkovky ze slitinových ocelí větší váhy a průřezu nad 76 mm jsou náchylné ke tvoření vloček. Podle něho je jakýkoli dutý výkovek s tloušťkou stěny nad 76 mm (dělové hlavně) vločkovitý.

Slitinové nástrojové oceli mohou být také vločkovité.

d) O velkých ztrátách chrómové oceli na kuličková ložiska (SAE 52 100) způsobených vločkovitostí podává zprávu Metall Progress [36]. 20 % ze 2000 taveb této oceli v zásaditých obloukových pecích bylo zmetkováno.

e) R. E. Cramer [26] podává zprávu o zmetkování 25 % ze 175 taveb martinské oceli s obsahem uhlíku 0,69 až 0,84 % a obsahem manganu 0,51 až 0,90 %.

f) Chrómové, niklchrómové a chrómniklomolybdenové oceli jsou obvykle choulostivé na tepelné zpracování a často se u nich vyskytují vločky.

g) Podle některých autorů vznikají vločky v ingotech nízkolegovaných ocelí. V některých ingotech se vločky skutečně nalezly.

d) Dosud se nevyskytla žádná zpráva o tom, že se vločky nalezly v měkkých ocelích s malým obsahem uhlíku nebo v neželezných kovech.

V. ŠKODLIVÝ ÚČINEK VLOČEK

Škodlivé účinky vloček jsou nesporné. Velké množství oceli na kolejnice, výkovky a pro jiné účely bylo zmetkováno pro vločky. Obvyklá praxe požaduje, aby se vyřadily všechny kolejnice z té tavby, z níž popraská za provozu 5 kolejnic [21].

F. B. Foley (diskuse k [43]) tvrdí, že vločkovité zkušební tyče pro zkoušku tahem mají normální pevnost a mez pružnosti (průtažnosti), ale malou tažnost a kontrakci.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Vliv vodíku na vlastnosti oceli je svou povahou podobný vlivu nekovových vměstků. Tím lze také vysvětlit vliv vodíku na plastické vlastnosti oceli a také to, že vodík při běžných obsazích nemá vliv na tvrdost.

Rozložení mikroskopických dutin ve směru plastické deformace se podobá rozložení nekovových vměstků. To je příčinou rozdílného vlivu vodíku na plastické vlastnosti v podélném a příčném směru. Vliv vodíku na plastické vlastnosti oceli je v důsledku tvorby objemových napětí mnohem výraznější než vliv nekovových vměstků, a to zejména proto, že znatelně zhoršuje plastické vlastnosti podél vláken v kovu. Za některých podmínek může také zhoršovat pevnost materiálu při přetržení zkušebního tělíska (skutečné napětí při přetržení).

U ocelí s dobrými plastickými vlastnostmi se setkáváme nejčastěji s transkrystalickým lomem. Při zvětšeném obsahu vodíku probíhá lom zpravidla po hranicích zrn. To jasně svědčí o tom, že na tento typ lomu má vliv vodík, který je v mikroskopických dutinách podél hranic zrn.

Při zkouškách vrubové houževnatosti nemůže vůbec nastat výrazná difúze vodíku při provádění zkoušky. Proto má vodík vliv na vrubovou houževnatost jen tehdy, je-li v mikroskopických dutinách oceli. Tímto zjištěním lze také vysvětlit protichůdné výsledky jednotlivých pokusů. — (Konec doplňku)

*

VI. ZÁBRANA VZNIKU VLOČEK

a) Za nejúčinnější metodu k zabránění vzniku vloček se všeobecně pokládá řízení ochlazování. Při výrobě kolejnic poprvé použil tohoto postupu Sandberg, který vyvinul tuto metodu v ocelárnách fy Cargo Fleet Iron and Steel Works v Anglii. Později byl podobný postup zaveden u Bethlehem Steel Co. v USA. Sandberg se domníval, že vznik vloček nastává nejspíše mezi 500 až 344 °C, kdežto Gerhardt od fy Bethlehem usoudil, že vločky vznikají až pod 344 °C [34]. Tento názor byl v pozdějších letech potvrzen mnoha výzkumníky zabývajícími se vločkami.

J. C. Mackie navrhl účinný postup, při němž se kolejnice ochlazují nejprve na vzduchu na ochlazovacím loži až do okamžiku, kdy přestanou v tlumeném světle červeně žhnout, a potom se přenesou pod chladicí poklop [34]. V diskusi k práci [43] uvedl Gerhardt, že v běžné technické praxi se zpomalené ochlazování kolejnic provádí tak, že se kolejnice vyrovnají v několika řadách na sebe do uzavřených skříňových prostorů. V jednom chladicím prostoru může být současně až 200 kolejnic.

Vločky se vyskytují pouze u kolejnic ochlazovaných na vzduchu. Náchylnost k tvoření vloček se potlačí jejich zpomaleným ochlazováním z 650 °C na 200 °C [2].

Při Cramerových a Bastových pokusech [44] k zabránění vločkovitosti u 60kg kolejnic byl zvolen tento postup ochlazování: 3 hodiny na 595 °C, 4 hodiny na 480 °C, 4 hodiny na 370 °C a 5 hodin na 260 °C. Uvedení pracovníci tvrdí, že vločkovitost kolejnic byla odstraněna teprve v letech 1935 až 1939.

b) Pro výkovky doporučuje H. H. Ashdown [3] tyto tepelné cykly: Výkovky dokončené na jeden ohřev se mohou přímo přenést do žíhací pece vyhřáté na 870 °C a ochlazují se v uzavřené odstavené peci na teplotu 260 °C. Pak se znovu ohřejí na 870 až 900 °C, aby se zjemnilo zrno, a opět se pomalu ochlazují na teplotu místnosti.

c) Protože trhlinky v oceli v blízkosti vloček nejsou okysličeny, mohou se při teplotě tváření svařit. Proto není třeba zmetkovat vločkovité výkovky, je-li možno je znovu ohřát na kovací teplotu a překovat.

d) K rovnání kolejnic doporučuje dr. Dudley rovnací vzpěrný lis s většími odstupy, aby se snížil tlak.

e) Náchylnost oceli k vločkovitosti lze zmenšit malým obsahem vodíku v kovu. Zmenšení obsahu vodíku se dosáhne vedením tavby a litím za nízké teploty.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Spojitost mezi náchylností elektrooceli k tvoření vloček a technologickými zvláštnostmi tavby je nesporná. Při pečlivém dodržování vhodných podmínek v obloukových elektrických pecích je možno vyrobit ocel s minimálním obsahem vodíku (podobně jako v martinských pecích). Nelze však zaručit, že se bez speciálního tepelného zpracování nevyskytnou vločky v polotovarech a výrobcích z této oceli náchylné k tvorbě vloček. Z toho vyplývá, že bez zřetele ke způsobu vedení tavby mají se vývalky nebo výkovky poměrně velkých průřezů (nad 100 až 150 mm) podrobit speciálnímu tepelnému zpracování zabraňujícímu tvorbě vloček.

Tepelné zpracování výkovků velkých průřezů zejména z ocelí velmi náchylných k tvoření vloček a z ocelí vyrobených v zásaditých martinských pecích, v nichž je obsah vodíku větší než v kyselých pecích, je značně složitější, než vyplývá z výkladů Polushkinových.

Otázka, zdali se ocel po speciálním tepelném zpracování stane imunní proti vzniku vloček, byla dlouhou dobu sporná. Pozdějšími pracemi se prokázalo, že se ocel může stát imunní proti vločkovitosti pouze tehdy, je-li v každém údobí jejího zpracování vyloučena možnost vzniku podmínek potřebných k tvoření vloček.

Odstranit možnost vzniku zbylých deformačních pnutí a tepelných pnutí před tvářením není možné. Tato pnutí vznikají při tváření samém a při následujícím ochlazování. Strukturní pnutí lze značně zmenšit homogenizací polotovarů.

Druhá příčina tvoření vloček, vodík obsažený v oceli, může se za určitých podmínek odstranit [55]. Stačí k tomu zmenšit obsah vodíku v oceli na určitou hodnotu. Experimentálně získanými údaji bylo prokázáno, že dlouhodobým žíháním polotovarů, zmenšujícím obsah vodíku v oceli pod „kritickou hodnotu", která je přibližně 2 cm^3/100 g, stává se ocel imunní proti vzniku vloček. K obdobným závěrům se došlo při *odplyňování tekuté oceli ve vakuu.* Tento kritický obsah vodíku zjištěný pokusy nemůže být stejný pro různé podmínky. Se změnou složení oceli se změní velikosti strukturních a tepelných pnutí vznikajících při ochlazování. Stejně tak i zbytková deformační pnutí mohou být různá. Lze však předpokládat, že pro běžné provozní podmínky a pro většinu značek oceli se tento kritický obsah vodíku mění v malém rozmezí.

V současné době nelze za dosud běžných výrobních podmínek oceli zmenšit obsah vodíku pod kritickou mez. Otázkou zmenšení obsahu vodíku za běžných výrobních podmínek i za použití vakua se zabývalo mnoho pracovníků ([56] až [61]). Je tedy problém vločkovitosti především záležitostí dalšího zpracování oceli v kovárnách, popř. ve válcovnách. Přesto nelze podceňovat preventivní opatření ke zmenšení obsahu vodíku v ocelárně, která snižují náchylnost k tvoření vloček. Touto otázkou se velmi podrobně zabývá F. Kinský [56]. Uvedená studie zachycuje přehled dosavadního bádání o vzniku vloček.

Podle R. Hřivňáka [45] lze odstranit závady vločkového charakteru u výkovků volně kovaných rotorů větší deformací kováním na co nejširších kovadlech. To je možné při výrobě rotorů na hotovo volným kováním nebo při výrobě výchozích špalků na kování rotorů v zápustkách. — (Konec doplňku)

*

Klíč k seznamu literatury

Chemické složení ocelí s vločkami: [21]
Obecné údaje o vločkách: [8], [31], [45], [46], [55] až [58], [66], [67], [69], [70], [76], [77]
Obsah plynů v oceli, stanovení: [27], [28]
Umístění (rozložení) vloček v kolejnicích: [25].
Původ vloček: [7], [8], [10], [12], [15] až [17], [18], [20], [24], [37], [63], [65], [73], [79], [78]
Umělé vyvolání vloček: [43]
Vliv plynů v oceli: dusíku: [40]
— vodíku: [22], [23], [26], [30], [33], [38], [61], [64]
Výskyt vloček v chrómových a niklchrómových ocelích: [6], [13], [51], [75], [78]
Výskyt vloček v kolejnicích: [14], [17], [15], [16]
Výskyt vloček v ocelových odlitcích [50]
Výskyt vloček ve svarech: [47]
Výskyt vloček ve výkovcích: [32], [54], [62], [71], [72]
Výskyt vloček v železničních obručích: [39]
Vzhled vloček: [1], [6], [12]
Zamezení vločkovitosti (prevence): [3], [20], [34] až [36], [44], [49], [59], [60], [74]
Zjišťování vloček v oceli: [4], [5], [68].

LITERATURA KE KAPITOLE X

1. A. Ignatov: Flakes and Hairline Cracks in Alloy Steel. *Vestnik Metalloprom., 12* (Dec. 1934) 126—129. Translated by Henry Brutcher, Altadena, Calif.
2. H. B. Wishart, E. P. Epler and R. E. Cramer: The Temperature and Manner of Growth of Shatter Cracks in Steel Rails. *Trans. A. S. M., 30* (No. 3, Sep. 1942).

3. H. H. Ashdown: Prevention of Flakes in Alloy Steels. *Metal Progr.*, *24* (Nov. 1933).
4. Elmer A. Sperry: Nondestructive Testing. *Trans. A. S. S. T.*, *16* (No. 6, Nov. 1929).
5. H. Esser, W. Eilender and A. Bungeroth: Spectro-Analytical Investigations on Flakes in Chromium-Nickel Steels. *Arch. Eisenhüttenw.*, *8* (1935).
6. F. Sauerwald, H. Gross and G. G. Neuendorff: Flakes in Nickel-Chromium and Related Alloy Steels. *Metals & Alloys*, *4* (April 1933).
7. C. Benedicks and H. Löfquist: On the Origin of Flakes in Steel. *Proc. World Eng. Congr., Tokyo, 1929, Minnig & Met. Section*, *34* (1931).
8. Guichard, Clausmann and Billon: Growth in Hydrogen of Metals and Alloys Containing a Little Oxide. *Chimie & industrie*, *31* (April 1934), Special issue.
9. F. Sauerwald, H. Gross and G. G. Neuendorff: A Review of the Literature on Flakes. *Metals & Alloys* (April 1930).
10. E. Houdremont and H. Korschan: Conditions Leading to the Formation of Flakes. *Stahl u. Eisen*, *55* (March 14, 1935).
11. S. Epstein: Recent Progress in Steel Making Reported from Germany. *Metals & Alloys*, *6* (June, July, Aug. 1935).
12. I. Musatti and A. Reggiori: Flakes in Forgings Caused by Hydrogen. *Metal Progr.*, *30* (July 1936).
13. I. Musatti and A. Reggiori: Some Remarks on the Formation of Flakes in Chromium-Nickel-Molybdenum Steels. *Rev. mét.*, *32* (Nov. 1935).
14. H. F. Moore: First Progress Report. Investigation of Fissures in Rails. *Metal Progr.* (Nov. 1935), Summary.
15. H. F. Moore: Second Progress Report. Investigation of Fissures in Rails. *Metal Progr.* (July 1936), Summary.
16. H. F. Moore: Third Progress Report. Investigation of Fissures in Rails. *Metal Progr.* (Aug. 1937), Summary.
17. M. J. Bratt and Vernon I. E. Wiegand: Detection of Flaws in Jet Engine Parts by Ultrasonics. *Non-Destructive Testing*, *13* (Sep.—Oct. 1955) 45—47, 59.
18. E. Scheil: Formation of Shatter Cracks in Steel During Heat Treatment. *Arch. Eisenhüttenw.* *8* (Jan. 1935).
19. R. E. Cramer: Shatter Cracks and Flakes in Steel. *Metals & Alloys*, *7* (Jan. 1936).
20. E. S. Davenport, E. L. Roff and E. C. Bain: Microscopic Cracks in Hardened Steel, their Effects and Elimination. *Trans. A. S. M.*, *22* (April 1934).
21. Earnshaw Cook: Relation of Chemical Composition to the Rail Fissure Problem. *Trans. A. S. M.*, *23* (June 1935) 545—555.
22. C. Drescher and R. Schäfer: Hydrogen as a Cause of Low Ductility in Steel. *Arch. Eisenhüttenw.* *9* (Jan. 1936).
23. P. Bardenheuer and E. H. Keller: The Effect on Steel of Hydrogen Absorbed in Melting. *Mitt. Kaiser-Wilhelm-Inst. Eisenforsch. Düsseldorf*, *18* (No. 16, 1936).
24. E. S. Klausting: Conditions Leading to Flake Formation in Steel. *Metallurg* (U. S. S. R.), *12* (May 1937).
25. F. Giolitti: Reasons Why Flakes Seek an Intermediate Zone. *Metal Progr.* (1938) *52*.
26. R. E. Cramer: The Production of Flakes in Steel by Heating in Hydrogen. *Trans. A. S. M.*, *25* (Sep. 1937).
27. W. Hare, L. Peterson and G. Soler: An Improved Method for Determining Gas Content of Molten Steel. *Trans. A. S. M.*, *25* (Sep. 1937).
28. J. Chipman and A. M. Samarin: Effect of Temperature upon Interaction of Gases with Liquid Steels. *Metals Technol.* (Jan. 1937).
29. G. T. Motok: A New Tool for the Control of Quality Steel Making. *Trans. A. S. M.*, *25* (June 1937) 466—480.
30. W. R. Ham: The Diffusion of Hydrogen Through Nickel and Iron. *Trans. A. S. M.*, *25* (June 1937) 536—564.
31. Michio Kuba: Steel-making with Basic Electric Arc Furnace and the Problem of Flakes. *Tetsu-to-Hagane*, *23* (Oct. 25, 1937).
32. F. B. Foley: Flakes and Cooling Cracks in Forgings. *Metals & Alloys*, *12* (1940).
33. C. A. Zapffe and C. E. Sims. Hydrogen Embrittlement, Internal Stress and Defects in Steel. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 1307* (1941).
34. Editorial. — Rails are Improved. *Metal Progr.* (July 1936).
35. H. B. Wishart and A. N. Swanson: Methods of Preventing Shatter Cracks or Flakes in Carbon Steels. *Trans. A. S. M.*, *27* (No. 3, Sep. 1939).
36. Editorial. — Open-hearth Practice to Minimize Flakes. *Metal Progr.* (Nov. 1938) 586.

37. N. Chuiko and A. Lvova: Influence of Atmospheric Moisture and Lime Content in Water on Flake Formation and other Defects in Steel. *Teorija i Prakt. Met.*, *10* (No. 3, 1938); in Russian.
38. Kangi Matsuyama, Kiyoshi Sasakawa and Tsuneyo Iki: Relation between Hydrogen and Flakes in Steel. *Tetsu-to-Hagane*, *24* (March 25, 1938).
39. K. Sinitsyn: Flakes in Railroad Tires. *Stal'* *6* (Oct. 1936); in Russian.
40. C. Schwarz: Behavior of Nitrogen and Hydrogen during Open-hearth Melting. *Arch. Eisenhüttenw.*, *11* (Feb. 1938).
41. M. Widemann: Solubility of Hydrogen in the Iron Lattice. *Berg-u. hüttenmänn. Monatsh. montan. Hochschule Leoben*, *86* (June 1938).
42. G. Moressee: Gas in Steels, Experiments with Gases Discharged during Pouring. *Rev. universelle mines*, *14* (Sep. 1938).
43. R. E. Cramer and E. C. Bast: The Production of Flakes by Treating Molten Steel with Hydrogen and the Time of Cooling necessary to Prevent their Formation. *Trans. A. S. M.*, *27* (June 1939).
44. R. E. Cramer and E. C. Bast: The Prevention of Flakes by Holding Railroad Rails at Various Constant Temperatures. *Trans. A. S. M.*, *27* (No. 4, Dec. 1939).
45. A. W. Dana, Jr., F. J. Shortsleeve and A. R. Troiano: Relation of Flake Formation in Steel to Hydrogen, Microstructure and Stress. *J. Metals*, *7; Trans. A. I. M. E.*, *203* (Aug. 1955) 895—904.
46. C. A. Zapffe and C. E. Sims: Hydrogen Embrittlement of Steel. *Metal Ind.* (London), *71* (Oct. 1947) 288, 325, 329.
47. M. Lefevre: Flakes in Welds. *Welding J.* (N. Y.) *26* (Jan. 1947).
48. S. W. Poole: Flaking in Alloy Steels. *Iron Age*, *160* (July 17, 1947).
49. Paul S. Kingsley: Prevention of Flakes in Steel Forging Billets. *Metal Progr.* (April. 1945).
50. L. Guillet and M. Ballay: Flakes in Steel Castings. *Rev. mét.*, *Mémoires* (1935).
51. G. R. Delbart: Some Observations on Flakes. *Metal Progr.* (Nov. 1936).
52. H. Bennek, H. Schenck and H. Müller: The Causes of the Occurence of Flakes in Steel. *Stahl u. Eisen*, *55* (March 21, 1935) 321—328; abstracted in *Metals & Alloys* (July 1935) p. M. A. 290.
53. T. G. Bamford: Non-Metallic Elements in Steel. *Iron Age* (Feb. 24, 1938) 42—45.

Doplňky literatury ke kapitole X
Sestavili inž. B. a inž. T.

54. R. Hřivňák: Vznik vloček ve výkovcích při ochlazování a jejich odstraňování. Hutník 6 (1956), č. 3, str. 71/76.
55. D. J. Povolockij a A. N. Morozov: Vodík a vločky v oceli. Praha, SNTL, 1961.
56. F. Kinský: Vločky v ocelích. Hutnické listy IV (1949), č. 7, 8, 9, str. 201, 241, 277.
57. J. Novák: Několik slov k článku Ing. Dr. F. Kinského Vločky v ocelích. Hutnické listy IV (1949), č. 10, str. 324/327.
58. J. Klička: Vločky v oceli. Hutník 6 (1956), č. 8, str. 228/230.
59. G. Bandel: Die Entgasung von Stahl nach dem Vakuumgiesstahlverfahren des Bochumer Vereines. Berg- und Hüttenmännische Monatshefte 1960, č. 6, str. 142/149.
60. Z. Eminger a F. Kinský: Výsledky pokusů s odléváním do vakua. Sborník II. celostátní konference ocelářů. Praha, SNTL, 1957.
61. Vodík v oceli. Hutnické aktuality. Praha, SNTL, 1958.
62. I. Zlatník: Vliv vodíku na vlastnosti větších výkovků z ocelí Cr Ni Mo. Hutnické listy XVI (1961), č. 5, str. 325/335.
63. Vliv vnitřního pnutí na tvorbu vloček v oceli. Izv. vyš. uč. zav. Č. M., 1960, č. 6, str. 124/130, výtah: Hutník 11 (1961), č. 5, str. 250/251.
64. A. N. Morozov: Vodík a dusík v oceli. Praha, SNTL, 1953.
65. J. J. Brajnin: Priroda i mechanizm obrazovanija flokenov. Stal 1954, č. 4., str. 343/349.
66. Ju. V. Grbina a L. B. Krepyševa: O mechanizme obrazovanija flokenov. Izv. vyš. uč. zav. Čer. metal. 1961, č. 10, str. 94/103.
67. I. E. Brajnin: K voprosu o mechanizme i temperature obrazovanija flokenov. Izv. Vyšš. uč. zav. Čer. metal. 1961, č. 10, str. 104/107.
68. G. Beckmann: Lassen sich Flocken in Schmiedestücken mit Hilfe des Impulsecho-verfahrens als solche nachweisen? Neue Hütte 6 (1961), č. 2, str. 99/106.

69. D. Ja. Povolockij, O. H. Baleši: O vlijaniji vnutrennych naprjaženij na obrazovanije flokenov v stali. Izv. vys. uč. zav. Čer. Metal. 1960, č. 6, str. 124/130.
70. E. S. Tovpenec: Vlijanije sostava, režima austenizaciji i sposoba ochlaždenija na obrazovanije flokenov v stali. Izv. vys. uč. zav. Čer. metal 1959, č. 12, str. 131/137.
71. J. E. Steiver: Hydrogen in heavy forgings. Metal Progress 76 (1956), č. 1, str. 72/75.
72. E. Maurer: Beitrag zur Kenntnis des Zerberstens von grossen, einteiligen Induktorwellen. Neue Hütte 4 (1959), č. 5, str. 288/297.
73. T. Schöbl: Ursachen der Flockenbildung. Neue Hütte 3 (1958), č. 5, str. 313/314.
74. W. Küntscher, K. Werner: Möglichkeiten zur Verhinderung der Flockenbildung im Stahl. Neue Hütte 2 (1957), č. 5, str. 280/285.
75. Flakes in alloy steel. Metal Treatm. Drop. Forgg. 24 (1957), č. 140, str. 201/204.
76. K. Kreitz: Wasserstoffgehalt und Gefügespannungen als Einflussgrossen bei der Entstehung von Flocken. Stahl u. Eisen 77 (1957), č. 3, str. 168/169.
77. F. Feeg: Flocken im Stahl. Radex—Rundschau 1 (1957), str. 470/475.
78. Herstellung von hochwertigen Stählen. D. B. P. 877.317.
79. J. V. Grbina, V. J. Zubarev: Vznik vloček v uhlíkové oceli. Sovětská věda — Hutnictví 2 (1957), č. 1, str. 41/57.
80. L. A. Naruckaja aj.: Metody borby s flokenami v prokate. Stal (1956), 13, str. 1097/1098.

Kapitola XI

VADY PŘI TEPELNÉM ZPRACOVÁNÍ

Vady vznikající při ohřevu a ochlazování mohou mít dvojí příčinu: buď nesprávnou teplotu, nebo ohřev, popř. ochlazování nesprávnou rychlostí. Nadměrně vysoká teplota je příčinou přehřátí a spálení, kdežto při příliš nízké teplotě nedosáhneme požadovaných vlastností.

Příliš rychlý nebo nerovnoměrný ohřev a ochlazování je jinou častou příčinou vad tepelně zpracovaných kovů.

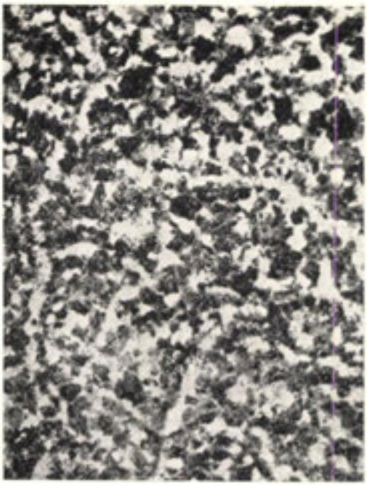
Vady vznikající při kalení mají složitější příčiny, protože mohou být způsobeny nejen nesprávnou teplotou nebo nesprávnou rychlostí ohřevu a ochlazování, ale též špatnou technikou kalení a nevhodnou konstrukcí kalených předmětů.

1. PŘEHŘÁTÍ

Vlastnosti hrubozrnných kovů

Při ohřevu kovů a slitin, u nichž nastává překrystalizace v tuhém stavu, počíná růst zrn buď ihned po skončení překrystalizace, nebo může být zpožděn jako u oceli, u níž počíná růst zrn od určité teploty hrubnutí zrna, která je vyšší než teplota překrystalizační. Při vysokých teplotách ohřevu vznikají velká zrna se všemi nežádoucími vlastnostmi. Zhoršení vlastností hrubozrnných kovů souvisí nejen se zvětšením velikosti krystalů, ale také s určitými, dosud neznámými změnami na hranicích zrn, které úzce souvisí s ohřevem na nadměrně vysokou teplotu. Tyto změny mohou zahrnovat precipitaci tuhých nečistot, vylučování plynů nebo porušení hranic mezi krystaly. Pokud je teplota ohřevu nižší než solidus, nemělo by nastat částečné roztavení, ale u technických kovů při možných odchylkách od průměrného chemického složení může počínající tání nastat při nižších teplotách, než udává rovnovážný diagram slitiny. Jsou to zejména nečistoty, které obvykle snižují teplotu solidu.

U oceli můžeme obnovit jemnozrnnou strukturu po běžném přehřátí buď žíháním na teplotu poněkud vyšší než Ac_3, nebo normalizací z poněkud vyšší teploty. Nedostačuje-li pouhé přežíhání, můžeme kov převést do normálního stavu překováním při vhodné teplotě a po něm následujícím žíháním. Z toho je vidět, že poškození způsobené přehřátím není trvalé. Je-li však kov zahřát až těsně k teplotě solidu, počínající tání jej trvale poškodí. V tomto případě mluvíme o spálení kovu. Při teplotě blízké solidu můžeme vždy očekávat, že kyslík bude difundovat po hranicích zrn do kovu, a potom vzniknou na hranicích kysličníkové filmy. Tím lze vysvětlit, proč škodlivé účinky přehřátí jsou někdy trvalé, i když nebylo dosaženo teploty



zvět. 75 ×
Obr. 145. Příčný výbrus ocelového hřídele, který se za provozu porušil únavou. Všimněte si hrubého austenitického zrna



zvět. 150 ×
Obr. 146.
Podélný výbrus stejného hřídele

tání. Žíhání, normalizace a kalení toto poškození neodstraní a lze je odstranit pouze částečně překováním. Vždy, když se žíháním neodstranilo hrubé austenitické zrno, můžeme se domnívat, že nastal tento případ. *Obrázek 145* ukazuje příčný výbrus ocelovým hřídelem s únavovým lomem. Po žíhání vznikla jemnozrnná sekundární ferito-perlitická struktura, ale hrubé austenitické zrno zůstalo zachováno a je zvláště nápadné na podélném výbrusu *(obr. 146)*.

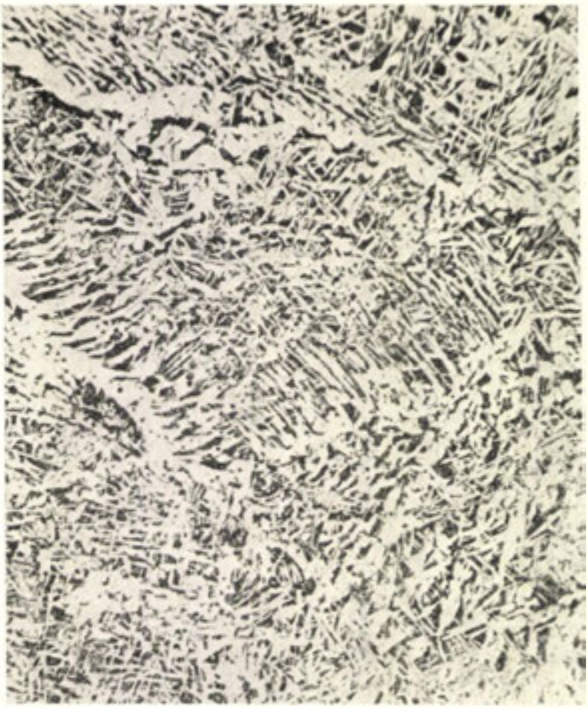
Náchylnost k přehřátí je buď vlastností kovu, nebo přehřátí je způsobeno nevhodným ohřevem. Když se nástroje z rychlořezné oceli ohřívají v atmosféře s nadbytkem kysličníku uhelnatého, odolávají přehřátí a spálení mnohem lépe než při ohřevu v oxydační atmosféře.

Škodlivý účinek přehřátí je závislý na době udržování na teplotě. Doba je důležitým činitelem u všech pochodů, při nichž jde o komplexní přeměny. Například krátkodobý ohřev rychlořezné oceli na teplotu 1 250 °C nebo i vyšší ocel nepoškodí, ale umožní přechod prakticky všech karbidů do tuhého roztoku. Delší doba setrvání na teplotě je však již škodlivá, protože zrna nadměrně zhrubnou.

Poškození vzniklé přehřátím je zvláště patrné u ocelí s vysokým a středním obsahem uhlíku, u nichž přehřátí snižuje pevnost a tažnost. Měkké oceli jsou přehřátím poškozeny méně.

Nesmíme zapomenout na okolnost, že hrubozrnná struktura se nemusí vyskytovat pouze u tepelně zpracovaných kovů, ale obvykle ji nacházíme u všech litých kovů. Ocelové ingoty bývají často tak přehřáty v hlubinných pecích, že nízko tající složky ve slitinové oceli roztají a odhalí plynové bubliny pod povrchem ingotu. Některé kovy válcované nebo protlačované z hrubozrnných ingotů si zachovají hrubozrnnou strukturu i po žíhání, např. zinek s malým množstvím železa.

Velmi hrubozrnnou strukturu nalézáme u kovů tvářených za studena s malou redukcí a žíhaných za podmínek vhodných k nadměrnému růstu zrna. Mluvíme pak o kritickém zhrubnutí. Obecné zákony růstu zrn stručně vysvětlili Jeffries a Archer v knize „The Science of Metals".



zvět. 50 ×

Obr. 147. Widmannstättenova struktura oceli

Podle H. M. Howea zhrubnutí zrna nemá příliš velký vliv na vlastnosti určované zkouškou tahem, ale velmi zvyšuje křehkost, a proto značně snižuje vrubovou houževnatost ocelí.

Hrubozrnné oceli mají též některé praktické výhody, např. lepší kalitelnost a prokalitelnost. Hrubozrnný wolframový drát se při ohřevu méně deformuje než jemnozrnný. To jsou však pouze zvláštní případy. Obecně vzato, špatné vlastnosti hrubozrnných ocelí, např. snížená odolnost proti rázům a větší náchylnost k deformacím, naprosto převažují.

Mechanické vlastnosti oceli úzce souvisí s velikostí austenitického zrna, která je u nadeutektoidních ocelí zjistitelná podle síťoví cementitu. U podeutektoidních ocelí lze austenitické zrno snadno vyvolat jednoduchým tepelným zpracováním nebo cementací, jako při zkoušce podle McQuaid-Ehna, anebo speciálním leptáním. U většiny ocelí se velikost austenitického zrna nemění, nebylo-li dosaženo teploty hrubnutí. Tváření za tepla a běžná normalizace obvykle tuto teplotu hrubnutí snižují [28].

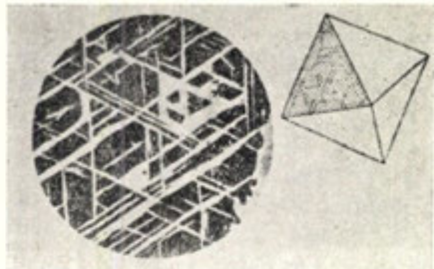
Widmannstättenova struktura

Hrubozrnnost u oceli často souvisí s Widmannstättenovou strukturou. Tento typ struktury je charakterizován rovnoběžným uspořádáním perlitu a feritu (nebo perlitu a cementitu) podél určitých krystalografických rovin v každém krystalu *(obr. 147 až 149)*. Původně byla tato struktura objevena na meteoritech, které se při letu atmosférou zahřívají třením o vzduch na velmi vysokou teplotu. Později zjistil Sorby tuto strukturu u ocelí. V novější době studovalo Widmannstättenovu strukturu u ocelí mnoho pracovníků [23], [24], [25] a [26]. R. F. Mehl se spolupracovníky provedl vyčerpávající výzkum vzniku této struktury ve slitinách na bázi železa i v neželezných kovech. Zjistili, že se Widmannstättenova struktura u těchto slitin vyskytuje zcela běžně. Podle Mehlovy teorie je vylučování feritu nebo cementitu na hranicích zrn podporováno pomalým ochlazováním přes překrystalizační teploty, čímž se získá dostatečný čas pro difúzi. Zrychlené ochlazování naproti tomu způsobí jejich vylučování přímo v zrnech, čímž vznikají Widmannstättenovy obrazce [23].

Pro vznik této struktury v oceli musí být splněny dvě podmínky: 1. řízená rychlost



Obr. 148. (Snímek N. T. Bělajeva)



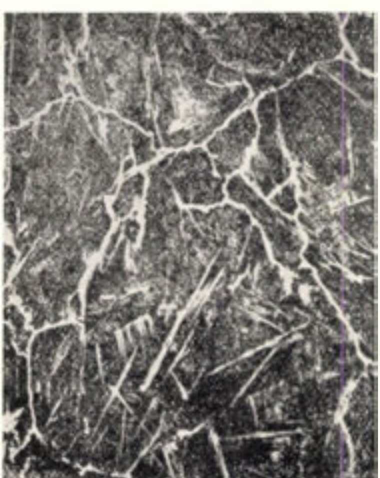
Obr. 149. (Snímek N. T. Bělajeva)

Widmannstättenova struktura

ochlazování, ani příliš velká, ani příliš malá, jejíž hodnota je pravděpodobně pro každou slitinu příznačná, a 2. hrubé zrno [23].

Při zevšeobecnění poznatků dospěl Mehl k závěru, že martensitická a Widmannstättenova struktura mají ve své podstatě podobný původ. Při vhodném zvětšení vidíme, že martensit má strukturu, která naznačuje, že se nové strukturní složky vznikající přeměnou austenitu tvoří nejdříve podél krystalografických rovin původní fáze gama (austenitu).*)

Typický vzhled Widmannstättenovy struktury (a pro porovnání martensitu) je na obr. *148* až *153*. *Obrázek 150* ukazuje přehřátou nástrojovou ocel s Widmannstättenovou strukturou, *obr. 151* strukturu ingotu nástrojové oceli, *obr. 152* hrubozrnnou



zvět. 260 ×

Obr. 150. Obsah uhlíku 1,6 %



zvět. 65 ×

Obr. 151. Ingot z nástrojové oceli

Widmannstättenova struktura nástrojové oceli

*) Společné pro martensit a Widmannstättenovu strukturu je jejich vznik podél krystalografických rovin původního austenitu. Zásadní rozdíl je v tom, že u Widmannstättenovy struktury se tak děje pomocí difúze, u martensitu bezdifúzně, tj. změnou krystalické mřížky bez změny polohy atomů uhlíku. — Pozn. inž. B. a inž. T.



zvět. 330 ×
Obr. 152. Hrubá martensitická struktura slitiny železa s niklem



zvět. 65 ×
Obr. 153

martensitickou strukturu, *obr. 153* hrubozrnnou strukturu s Widmannstättenovým uspořádáním jen na obvodě zrna, jehož střed je tvořen pouze perlitem. V tomto případě bylo vylučování feritu přerušeno náhlým velkým zvýšením rychlosti ochlazování.

Zajímavý typ Widmannstättenovy struktury nacházíme příležitostně v přehřáté měkké oceli *(obr. 154)*. Zrna feritu jsou rozdělena na rovnoběžné bloky s odlišnou krystalografickou orientací, uspořádané do obrazců Widmannstättenovy struktury. Tato struktura je zřejmě totožná se strukturou Widmannstättenovou.



zvět. 33 ×
Obr. 154. Widmannstättennova struktura feritu

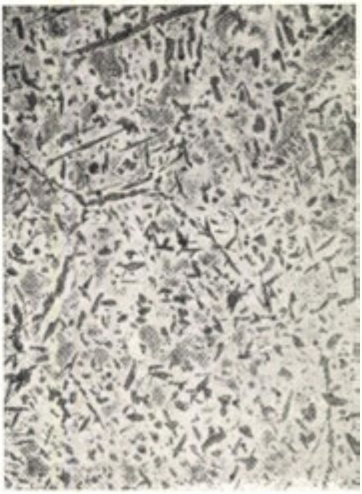
Podle dnes platné teorie se vysvětluje vznik Widmannstättenovy struktury vylučováním nových fází podél krystalografických rovin původního tuhého roztoku. U měkké oceli jde o vylučování jediné fáze — feritu. Tento významný rozdíl proti obvyklému charakteru Widmannstättenovy struktury dává podnět k jinému vysvětlení jejího vzniku. Je možné, že Widmanstättenova struktura vzniká pochodem opakovaného krystalového dvojčení, obdobným mechanismem, jaký probíhá u krystalů minerálů. Složité dvojčení podél několika krystalografických rovin je u slitin běžné a krystaly s dvojčaty mají vzhled velmi podobný Widmannstättenovým obrazcům*). O austenitu je zná-

*) Jak je vidět na mikrosnímku litého cínu, *obr. 155.*



zvět. 75 ×

Obr. 155. Litý cín



zvět. 75 ×

Obr. 156. Litý Muntzův kov

Widmannstättenova struktura u neželezných kovů a slitin

mo, že tvoří krystalová dvojčata, a vylučování uhlíku podél martensitových jehlic určitých směrů bylo dokázáno Mehlovou teorií pseudo-Widmannstättenových obrazců.

Widmannstättenova struktura se nalezla u mnoha neželezných slitin. *Obrázek 156* ukazuje tuto strukturu v Muntzově kovu.

Příčiny přehřátí

a) Přehřátí oceli v technické praxi je často způsobeno ohřevem na příliš vysokou teplotu, po kterém nenásleduje dostatečně intenzívní kování nebo válcování, popřípadě vysokým ohřevem v oxydační atmosféře.

Doplněk inž. B. a inž. T.

J. Elfmark a L. Toman [116] zjistili při průzkumu několika konstrukčních ocelí ohřátých na teploty blízké solidu, že za těchto teplot se na hranicích austenitického zrna koncentruje síra, která se vylučuje při ochlazování v podobě sirníků. Je-li vyloučení sirníků dostatečně výrazné, způsobuje i při následujícím tepelném zpracování zachování feritického síťoví na hranicích původního austenitického zrna, snížení houževnatosti a vznik kamenitého lomu. Tento projev přehřátí nelze tedy odstranit běžným tepelným zpracováním. Překročí-li se při ohřevu teplota solidu, nastává natavení v oblastech hranic zrn. V tekuté fázi se koncentruje kromě síry také fosfor. I po následujícím tepelném zpracování zůstává spálená ocel křehká. — (Konec doplňku)

*

b) Místní přehřátí ostrých rohů nástrojů nastává při rychlém ohřevu v peci, která byla vyhřáta na teplotu vyšší, než je správná teplota ohřevu.

c) Při vytvrzování hliníkových slitin se často zjistilo přehřátí po rozpouštěcím ohřevu na teplotu, která měla být podle rovnovážného diagramu bezpečná. Může to být způsobeno sáláním stěn pece nebo přítomností nečistot ve slitině.

Zjišťování přehřátí prohlídkou povrchu

a) Nejnápadnější u přehřátého kovu je jeho hrubozrnný lom. O lomu přehřáté oceli říkáme, že je „kamenitý".

b) Povrch některých válcovaných kovů, zvláště ocelových plechů, má drsný vzhled, popisovaný např. jako *„pomerančová kůra, krokodýlí kůže"* atd. Zjistilo se, že příčinou této drsnosti povrchu je rozdílný stupeň deformace různě orientovaných zrn při válcování. Drsnost je zvláště patrna u přehřátého materiálu se zhrublou strukturou. Hrubý povrch je závadný, protože je obtížně leštitelný.

c) Mikroskopickým důkazem vysokého přehřátí kovu není jen hrubozrnnost struktury, nýbrž i přítomnost velmi jemných částic v naleptaných zrnech. Jak jsme se již zmínili při popisu vnitřní oxydace, tento precipitát se objevuje u mědi a jiných kovů po ohřevu na vysokou teplotu na vzduchu (*obr. 105*, str. 118). Částice precipitátu vznikají při počínající místní oxydaci.

Náchylnost k přehřátí

H. Schrader [5], zjistil, že k přehřátí jsou zvláště náchylné niklové, kobaltové a molybdenové oceli. Přísada mědi, křemíku, hliníku, chrómu a wolframu zmenšuje v porovnání s uhlíkovou ocelí náchylnost k přehřátí.

O náchylnosti měkkých ocelí k přehřátí se pojednává v práci [4]. Vliv pecní atmosféry na přehřátí rychlořezné oceli se popisuje v práci [7].

Doplněk inž. B. a inž. T.

M. P. Braun [141] uvádí, že křemíkové a chrómokřemíkové oceli nemají sklon k hrubému kamenitému lomu ani po ohřevu na vysoké teploty. Naopak oceli niklové a niklchrómové jsou ke vzniku tohoto lomu velmi náchylné. Ve spojení se stanoveným výskytem sirníků na hranicích austenitického zrna přehřáté oceli lze náchylnost ocelí s niklem k hrubému lomu dobře vysvětlit, neboť sirník niklu se vylučuje v podobě škodlivého síťoví. Naproti tomu sirníky křemíku, chrómu a manganu se vylučují v podobě méně nebezpečných globulek. — (Konec doplňku)

*

Škodlivé účinky

Škodlivé účinky přehřátí lze souhrnně vyjádřit konstatováním, že všechny nevýhody hrubozrnné struktury (malá odolnost proti rázům a únavě, snížená pevnost a tažnost atd.) se kombinují se zvýšenou náchylností k praskání při jakýchkoli nepříznivých podmínkách.

Obnovení normální struktury

a) Vznik hrubých zrn v ocelových ingotech lze zamezit přidáním tří speciálních prvků do tekutého kovu. Z těchto modifikátorů zabraňujících hrubnutí zrna je nejúčinnější hliník (přísada do 0,028 %), pak následuje titan a zirkonium, které je méně účinné než hliník nebo titan [16].

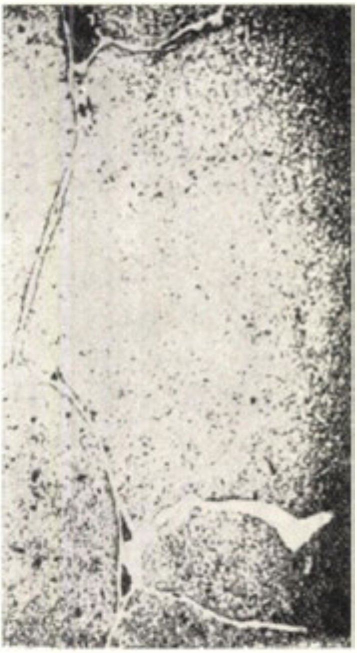
b) Univerzální metodou na obnovení normálního stavu u přehřáté oceli je zjemnění její struktury vyžíháním nad Ac_3 nebo normalizací.

U oceli uklidněné hliníkem se po opakované normalizaci obnoví zcela normální stav, kdežto u ocelí uklidněných křemíkem se dosáhne pouze částečného zlepšení [22]. Normalizace snižuje teplotu hrubnutí zrna oceli [28].



zvět. 600 ×

Obr. 157. Spálená ocel



zvět. 50 ×

Obr. 158. Spálený povrch ocelí, na němž se jeví síťoví oxydů

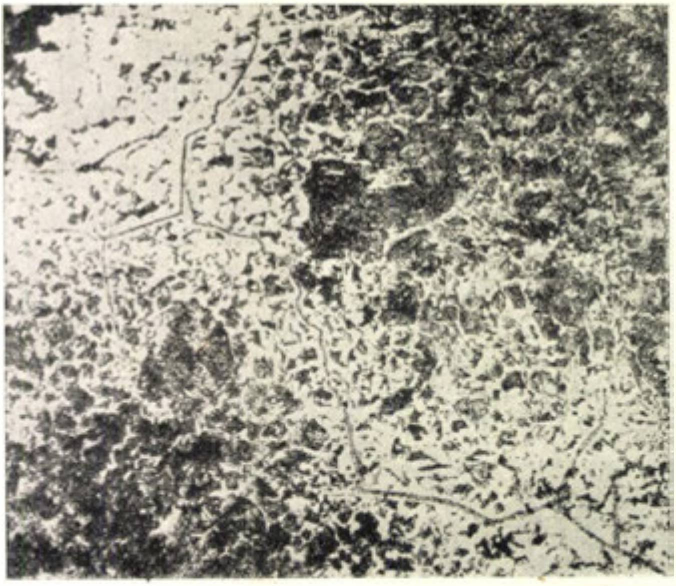
(Snímky J. L. Burnse a V. Browna, Metal Progress 1937)

Přehřátí slitinových ocelí může být tak značné, že se normalizací, kalením a popouštěním zrno nezjemní nebo jen částečně [13]. Jako poslední prostředek k obnovení normální struktury slouží překování, je-li ovšem u daného výrobku možné.

c) Zrna hořčíkových slitin ASTM č. 4 a 17 lze zjemnit: 1. přehřátím, 2. intenzívním mícháním při 760 °C, po němž se tavenina nechá při této teplotě odstát, aby tavidlo a oxydické vměstky mohly vyplavat z lázně, nebo 3. probubláváním acetylénu nebo zemního plynu roztavenou slitinou [17].

II. SPÁLENÍ

Spálení je definováno jako ohřev kovu na teplotu tak blízkou tání, že se ohřevem způsobí trvalé poškození kovu buď proniknutím oxydačních plynů po hranicích krystalů do kovu, nebo částečným natavením. Ve spálené oceli obvykle nalezneme kysličníkové filmy a trhlinky na hranicích zrn a často se objevují interkrystalické trhliny vyplněné kysličníky *(obr. 157, 158 a 159)*.



zvět. 150 ×

Obr. 159. Výbrus spálené nástrojové oceli, na němž je vidět pronikání oxydů po hranicích zrn spojené s oduhličením

Trhlinky mohou vznikat při počínajícím tání, aniž se kov současně oxyduje, na místech, na něž je soustředěn intenzívní přívod tepla, ale které jsou chráněny před stykem s pecní atmosférou. Obdobný případ nastává při vysokém přehřátí kovu ve vakuu. V tomto případě není správné označovat toto poškození jako spálení, v průmyslové praxi se však užívá tohoto označení i v tomto případě.

Jsou-li trhlinky okysličeny nebo jinak znečištěny, zůstanou v kovu i po kování. Protože se však tváření za tepla provádí na materiálu ohřátém na svařovací teplotu, může nastat jejich uzavření na povrchu, který se pak jeví jako normální, ačkoli škodlivý účinek trhlinek nebyl odstraněn. Tento klamavý vzhled povrchu spálené oceli je zvlášť nebezpečný.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Spálení oceli se projevuje při válcování vznikem krátkých příčných trhlinek následkem snížené soudržnosti v povrchové vrstvě kovu (O. Pejčoch a M. Žídek [142]). Charakteristickým znakem trhlin bývá často krupičkovitý vzhled roztržených ploch. Autoři zjistili ve spálené oceli pronikání kyslíku po hranicích austenitických zrn do značné hloubky, zvláště v místech výskytu primárních vad. Jako možnou nápravu spálených sochorů, jsou-li zasaženy jen do menší hloubky, uvádějí jejich ohrubování. — (Konec doplňku)

*

Spálení může nastat v ohřívací peci před válcováním nebo kováním, zvláště pracuje-li pec s oxydačním plamenem. Při teplotě 1315 °C okysličuje (spaluje) již vzduch ocel tak rychle, že se teplota kovu následkem této reakce ještě zvýší.

ASM Metals Handbook 1948 (str. 349) udává tyto maximální teploty kování:

Obsah uhlíku v oceli [%]	uhlíková ocel [°C]	slitinová ocel [°C]
0,1	1315	1287
0,2	1300	1260
0,3	1285	1230
0,4	1285	1230
0,5	1260	1200
0,6	1230	1200
0,7	1220	1190
0,9	1175	—
1,1	1135	—
1,5	1040	—

Pro všechny oceli, kromě ocelí s velkým obsahem uhlíku, vyhovuje teplota dokovávání 1090 °C.

Spálení výfukových ventilů může být způsobeno profukováním horkých plynů kolem ventilu a vznikem sazovité usazeniny na jejich povrchu.

Spálení výkovků

a) Spálení výkovků nemůžeme zjistit prohlídkou jejich povrchu, ale pouze rozřezáním.

b) Začíná-li se ocel pálit, je vidět jiskry. Okolnost, že nenastalo jiskření, není však důkazem, že spálení nenastalo.

c) Spálení duraluminu lze snadno zjistit příčnou ohybovou zkouškou nebo zkouškou zmáčknutím u trubek. Na mezi pevnosti a tažnosti se spálení neprojeví jednoznačně [6].

d) F. C. Thomson a L. R. Stanton [8] zjistili, že spálení oceli se může projevit urychlením rozpadu austenitu při izotermické přeměně.

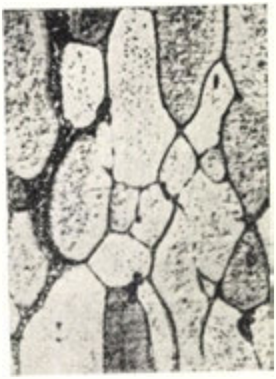
e) Přítomnost nitridů železa v oduhličeném povrchu oceli je příznakem spálení.

Náchylnost ke spálení

a) Podle H. Schradera [5] jsou zvláště náchylné ke spálení oceli s přísadou niklu, kobaltu a molybdenu, kdežto přísada mědi, křemíku, hliníku, chrómu a wolframu má opačný účinek a zvyšuje odolnost proti spálení.

b) Oceli s vysokým obsahem uhlíku lze snadněji spálit než měkké oceli, protože teplota solidu je u nich značně nižší.

c) Místní natavení hliníkových a hořčíkových slitin může nastat při rozpouštěcím žíhání, je-li prováděno na příliš vysokou teplotu *(obr. 160)*.



zvět. 400 ×

Obr. 160. Spálený duraluminový plech *(Snímek z knihy Sachs a van Horn: Practical Metallurgy)*

III. VADY ZPŮSOBENÉ NEVHODNÝM OHŘEVEM KOVU PŘED VÁLCOVÁNÍM A KOVÁNÍM

Jednou z běžných vad je přehřátí, které jsme již probrali. Naproti tomu, není-li ohřev proveden na dostatečně vysokou teplotu, nemá kov dostatečnou plasticitu.

aby se mohl deformovat bez porušení, a přetvárný odpor je vysoký. Stejná vada může vzniknout příliš rychlým ohřevem a nedostatečným vyrovnáním teplot po průřezu. Chladnější jádro ohřívaného kusu zůstává příliš tuhé a nepoddává se deformačním silám. Kromě nebezpečí, že vývalek nebo výkovek popraská, příliš rychlý nebo nerovnoměrný ohřev zvětšuje obtíže při válcování a může být příčinou zlomení válců.

Naproti tomu nadměrně dlouhý ohřev vede k značnějšímu okujení, většímu oduhličení a zhrubnutí struktury.

Podvýbor ASM pro ohřev oceli před kováním doporučuje tyto podmínky ohřevu: Uhlíkové oceli s obsahem uhlíku do 0,5 % do průměru nebo tloušťky 75 mm se mohou ohřívat na teplotu kování v době, která nemá být kratší než 12 vteřin na milimetr průměru nebo tloušťky. Slitinové oceli do stejných rozměrů se mají ohřívat na teplotu kování nejméně 14,4 vteřiny na milimetr průměru nebo tloušťky. Při rozměrech od 76 do 230 mm nemají být příslušné doby ohřevu kratší než 36 vteřin. Oceli s větším obsahem uhlíku je třeba ohřívat pomaleji, protože při příliš rychlém ohřevu je nebezpečí vzniku trhlin.*)

Aby se zabránilo možnému poškození kovu při ohřevu, je třeba dodržet určitá pravidla:

1. Studená ocel větších rozměrů se nemá sázet do vyhřáté pece. Pokud nejde o oceli s velkým obsahem uhlíku nebo speciální slitinové oceli, je možno součásti do průměru 100 mm vsazovat do vyhřáté pece.
2. Do teploty překrystalizace se má ocel ohřívat pomalu a pak rychle až na požadovanou teplotu kování.
3. Požadovaná teplota ohřevu se má stanovit předem a dodržovat.
4. Materiál se nemá dlouho držet na teplotě kování. Pro slitinové oceli by doba na teplotě 1 200 °C neměla přesáhnout 30 minut.
5. Zpočátku je třeba kovat tak, aby se zabránilo vzniku trhlin.

Materiály, které jsou náchylné k tvoření trhlin při ochlazování, je třeba po kování ochlazovat pomalu (ASM Metals Handbook 1948, str. 348 a 349).

IV. VADY PŘI KALENÍ

Fyzikální vlastnosti kalené oceli se mohou měnit popouštěním v tak širokých mezích, že ocel vyhoví prakticky všem provozním požadavkům. Rozsah možných změn vlastností je význačným rysem zušlechťování. Podrobné informace o tepelném zpracování kovů jsou v mnoha publikacích. V této knize uvedeme jen stručný přehled některých praktických otázek kalení, aby se usnadnil výklad o vadách při kalení.

Kalicí schopnost kapalin, tj. jejich schopnost odnímat oceli teplo, je funkcí specifického tepla, tepelné vodivosti a jiných vlastností kapalin. Můžeme ji zjišťovat měřením rychlosti ochlazování při určité konstantní teplotě nebo měřením průměrné rychlosti ochlazování v určitém intervalu teplot.

Z mnoha ochlazovacích prostředí používaných v praxi jsou nejdůležitější: voda, zředěné roztoky louhu sodného, roztoky chloridu sodného, olej a vzduch. Zředěné roztoky louhu sodného jsou vhodné tehdy, požaduje-li se větší rychlost ochlazování, než jaké můžeme dosáhnout ve vodě. Roztoky chloridu sodného korodují kalicí zařízení, ale nejsou tak nebezpečné pro kaliče jako roztoky louhu sodného nebo

*) Názory na dovolenou rychlost ohřevu nejsou jednotné. Nové výzkumy ukazují, že rychlosti ohřevu lze v mnoha případech, zejména např. ve válcovnách, ještě značně zvětšit, a tím dosáhnout větší výkonnosti a využití pecí. — Pozn. překl.



Obr. 161.
Trhlinky vznikající v oceli po kalení
(Snímek z práce [64])



zvět. 50 ×
Obr. 162. Trhlinky v přehřáté nástrojové oceli po kalení

kyseliny sírové. Mají mnohé technické vlastnosti, jež se vyžadují od roztoků louhů, a v průmyslu se jich často užívá.

Rychlost ochlazování potřebná k úplnému zakalení oceli, tj. k dosažení martensitické struktury bez troostitu v celém průřezu kaleného předmětu, nazývá se ***horní mezní rychlost*** zákalu. Je nejnižší u eutektoidní oceli.

Tvrdost martensitu závisí na obsahu uhlíku a pouze u ocelí s obsahem asi 0,7 % C a větším lze dosáhnout zákalné tvrdosti H_{RC} 65 až 68. Při obsahu uhlíku od 0,7 do 1,25 % je tvrdost dosahovaná při kritické rychlosti kalení přibližně konstantní.

Podrobné údaje o kalitelnosti ocelí jsou uvedeny v ASM Metals Handbook 1948, str. 489 až 502.

Trhliny po kalení

Nejčastější vadou kalené oceli jsou trhliny. Trhliny po kalení bývají tak často příčinou náhlých lomů, že vždy, když se ocelové součásti porušily statickým zatížením nebo únavou, můžeme mít podezření na trhlinky, které byly v součásti již dříve, než nastal lom. Trhliny po kalení jsou velmi jemné a pouhým okem je nelze vidět. Lze je zjistit mikroskopem po předchozím naleptání povrchu *(obr. 161)*. Při nepříznivých provozních podmínkách se tyto mikroskopické trhlinky nebo jejich zárodky postupně zvětšují a jsou nakonec příčinou lomu.

Trhlinky vzniklé v martensitu nelze odstranit žádným tepelným zpracováním a mohou se odstranit jedině překováním.

Trhliny po kalení jsou vždy mezikrystalické. *Obrázek 162* ukazuje typickou trhlinu v silně přehřáté hrubozrnné oceli. Někdy se tyto trhliny neobjeví ihned po kalení, ale stanou se viditelné teprve později.

a) Vznik trhlin po kalení se připisuje náhlým objemovým změnám oceli při kalení.

Změna austenitu na martensit je provázena zvětšením objemu, které za nepříznivých podmínek může být příčinou praskání.

Rozměrové změny při kalení cementovaných kruhových tyčí jsou příčinou vzniku trhlin mezi cementovanou vrstvou a jádrem. Nejčastěji se vyskytují u tyčí s náhlým přechodem cementované vrstvy do jádra. U správně cementované oceli je přechod mezi nauhličeným povrchem a jádrem s malým obsahem uhlíku plynulý a kov se středním obsahem uhlíku tvoří při kalení polštář, který zabraňuje praskání.

b) Při kalení kterékoli oceli je třeba zabránit vzniku ostrého přechodu mezi zakaleným a nezakaleným kovem.



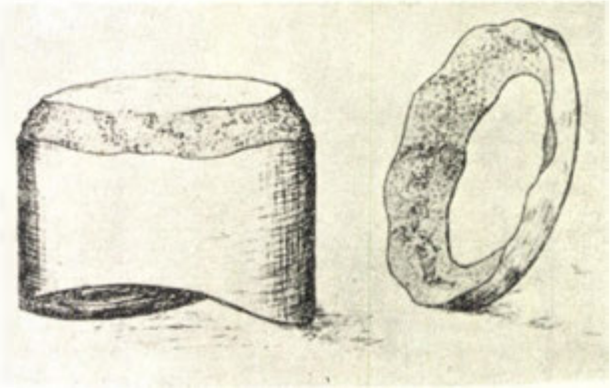
zvět. 235 ×

Obr. 163. Trhlina po kalení v blízkosti povrchu ocelového výrobku



zvět. 1330 ×

Obr. 164. Trhlina v martensitu slitinové oceli při svém vzniku



Obr. 165. Trhlina po kalení v blízkosti ostrého rohu, vyvolaná ochlazováním ve dvou směrech kolmo na sebe

(Podle H. Brearleye)

c) Vzniknou-li trhliny po kalení na povrchu, okysličí se, čímž se poškození oceli ještě zhorší *(obr. 163)*.

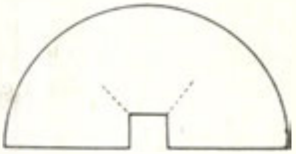
d) Náchylnost ocelí k praskání se zvětšuje při kalení z vysokých teplot, kdy následkem zhrubnutí zrna má vznikající martensit větší jehlice *(obr. 164)*. Jemná martensitická struktura je vždy výhodnější, protože má lepší fyzikální vlastnosti.

e) Náchylnost k praskání při kalení zvětšují vměstky, zvláště je-li ocel značně znečištěna.

f) Ostré přechody průřezů a rohy zvětšují náchylnost k praskání a k deformacím při kalení *(obr. 165 a 166)*.

g) Vznik trhlin v zápustkách kalených do oleje zkoumal V. EVANS [33], který vyjmenovává deset příčin selhání.

h) Vycházeje z rozboru příčin vzniku trhlin u dutých ocelových válců navrhl C. WELLS [35] zvláštní zkoušku na zjišťování náchylnosti k praskání.



Obr. 166. Trhliny způsobené ostrými přechody

i) Jedním z účinných prostředků zamezujících vznik trhlin je kalení do lázně s ponořenou vodní sprchou.

Doplněk inž. B. a inž. T.

E. I. MALINKINA ve své práci [135] věnované vzniku trhlin při tepelném zpracování dělí trhliny v kalené oceli systematicky na pět skupin podle charakteru rozložení napětí. Vznik trhlin prvního až čtvrtého typu připisuje pnutí I. druhu, vznik trhlin pátého typu pnutí II. druhu.

První typ jsou hluboké povrchové trhliny převážně podélného směru. Jsou způsobovány tangenciálním napětím. K *druhému typu* patří vnitřní obloukovité trhliny, vyskytující se hlavně v rozích kalených součástí. V některých případech se tyto trhliny šíří až na povrch. Vyskytují se často v neprokalených nebo cementovaných výrobcích, kde povrchová vrstva má větší specifický objem než jádro, v němž vznikají tahová pnutí.

Trhliny třetího typu jsou povrchové, s různým směrem průběhu. Zasahují-li jen do hloubky několika setin milimetrů, vytvářejí na povrchu součásti síťku. S rostoucí hloubkou, která je maximálně 1,5 až 2 mm, oka síťky hrubnou a síťka přestává být postupně uzavřena. Při maximální hloubce se objevuje jen několik trhlin nahodilého směru. Tyto trhliny vznikají v důsledku tahových napětí v povrchových vrstvách kovu, je-li jejich deformační schopnost nedostatečná. To se děje převážně následkem strukturních změn, vedoucích k zmenšení specifického objemu povrchových vrstev nebo ke změně koeficientu lineární roztažnosti. Příčinou mohou být tedy rozdíly v chemickém složení oceli nebo prudký ohřev povrchové vrstvy. Změna chemického složení se vyskytuje jednak při chemicko-tepelném zpracování (cementace, difúzní chrómování, křemíkování, bórování), jednak při běžném tepelném zpracování (oduhličení, popř. nauhličení). Prudký ohřev pouze tenké povrchové vrstvy s důsledkem strukturní změny může nastat při broušení. Trhliny vznikající při broušení kalených součástí mají většinou typické síťkovité uspořádání.

Čtvrtý typ trhlin je charakteristický tím, že způsobuje odlupování povrchové vrstvy kovu. Od trhlin předcházející skupiny, s nimiž mají mnohdy shodné strukturní podmínky, se liší tím, že jejich příčinou jsou pnutí tlaková. Vyskytují se především u součástí s povrchem podrobeným chemicko-tepelnému zpracování, ale také např. u svařených nástrojů v blízkosti svarového spoje. Trhliny tohoto typu vznikají jen v tom případě, kdy změna struktur nastává ve vrstvičkách o velmi malé tloušťce, to znamená, že přechod struktur je velmi ostrý.

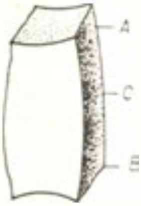
K *pátému typu* trhlin, které se tvoří — na rozdíl od předcházejících — vlivem pnutí II. druhu, náleží velmi jemné vnitřní trhliny bez výrazného usměrnění, např. v jehlicích martensitu. Podmínky jejich vzniku a charakter jejich rozložení není možno podle současných znalostí podrobně objasnit.

Na základě tohoto přesného roztřídění trhlin podle průběhu napětí odvozuje pak Malinkina řadu opatření k zamezení vzniku trhlin kalené oceli a uvádí praktické příklady aplikace. V téže práci se autorka zabývá podrobně možnostmi stanovení náchylnosti oceli ke vzniku trhlin při tepelném zpracování. — (Konec doplňku)

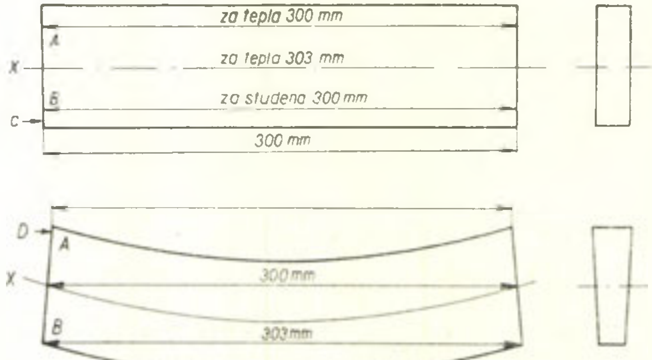
*

Deformace tvaru

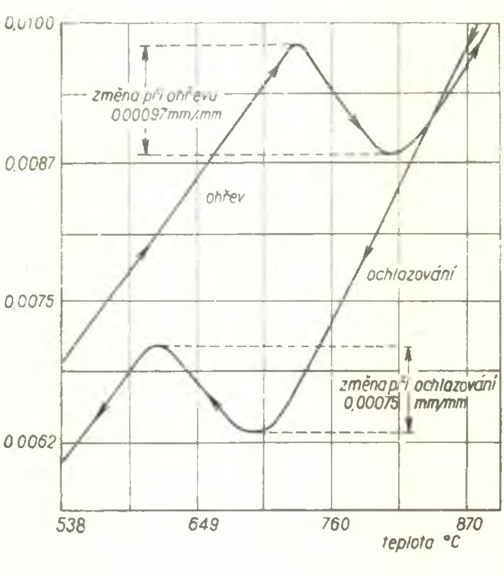
Ponoříme-li ohřátý ocelový hranol do vody, ochlazuje se kov na jeho čelech *A* a *B* rychleji než střed bloku *C* (*obr. 167*). Rovněž hrany bloku se ochlazují rychleji, protože jsou ve styku s chladicím prostředím současně ze dvou stran. Ve všech

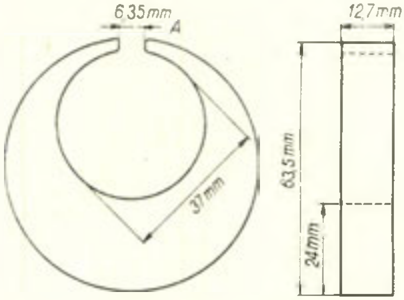


Obr. 167. Tvarové deformace při kalení



Obr. 168. Zkřivení (zborcení) vyvolané místním ohřevem *(Podle J. H. Kellera)*





Obr. 170. Vzorek pro zjišťování rozměrových změn při ohřevu, používaný americkým námořnictvem *(Z knihy French: The Quenching of Steel)*

◀ *Obr. 169.* Objemové změny při ohřevu a ochlazování. Dilatometrické křivky ukazují, že změna objemu oceli se středním obsahem uhlíku činí při přechodu přes překrystalizační teploty asi 0,1 % ve všech směrech *(Podle A. W. Demmlera)*

místech hranolu rychle ochlazených vznikne pevná povrchová vrstva, která tlačí na jádro, kde kov zůstává ještě plastický. Tahové síly, které vznikají při zpožděném ochlazování jádra, způsobí vyboulení bočních stěn a prohloubení čel. *Obrázek 167* ukazuje deformaci v přehnaném měřítku, ale deformace tohoto stupně mohou skutečně vzniknout při opakovaném kalení.

Křivení

a) Nesprávná konstrukce nástrojů je jednou z nejčastějších příčin jejich křivení při kalení.

Z ostatních podmínek vedoucích k nadměrnému zkřivení je třeba uvést tyto:

b) nerovnoměrný nebo příliš rychlý ohřev *(obr. 168)*;

c) nerovnoměrné zakalení nebo popouštění;

d) nedostatečné podepření součásti při ohřevu;

e) vnitřní pnutí vzniklé tvářením za studena při hrubování, popř. při jiných předchozích operacích;

f) volbu nevhodné oceli.

Ocel, která je vhodná ke kalení do vody, křiví se více než oceli, jež se kalí do oleje, a ty opět se křiví více než oceli samokalitelné (ASM Metals Handbook 1948, str. 655).

Rozměrové změny

Rozměrové změny při ohřevu lze přesně změřit dilatometrem *(obr. 169)*.

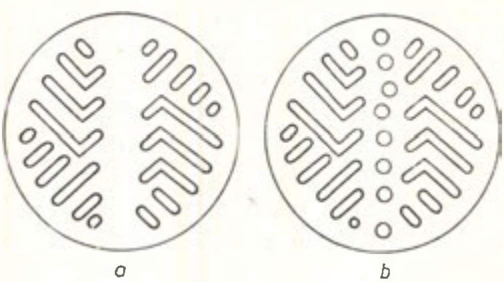
Praktickou zkoušku kalicích vlastností různých lázní lze provést pomocí měrky zobrazené na *obr. 170*. Této měrky používá ministerstvo vojenského námořnictva USA ke kontrole nástrojových ocelí.

Stabilní (rozměrově stálé) oceli

a) Stabilní oceli volíme tam, kde nebezpečí praskání nebo deformací nástrojů a zápustek nedovoluje použít jiných druhů. Mezi tyto oceli zahrnujeme: manganové oceli pro kalení do oleje, wolframové a chrómové pro kalení vzduchem, manganové pro kalení vzduchem a oceli s velkým obsahem uhlíku a chrómu.

Název „stabilní nebo rozměrově stálé oceli" má ovšem jen poměrnou platnost, neboť i u nich nastávají při ohřevu a kalení jisté změny tvaru a rozměrů. Jejich složení a tepelné zpracování je uvedeno v ASM Metals Handbook 1948, str. 661 až 663.

b) U součástí, které se mají kalit a jejichž konstrukce podmiňuje místní nahromadění většího množství kovu, odstraní se přebytečný kov vyvrtáním děr v masívních částech, jak je naznačeno na *obr. 171a* a *171b* [29].



Obr. 171. Odstranění nadbytečného kovu k dosažení rovnoměrného rozložení hmoty (*a* - prostřihovací zápustka s masívním žebrem ve střední části; *b* - otvory vyvrtané do žebra, odstraňující nahromadění kovu a zmenšující deformace při kalení) — *(Z knihy Palmer: Tool Steel Simplified)*

c) Jiná metoda na omezení deformací je kalení součástek, např. ozubených kol v tuhých přípravcích (na kalicích lisech).

Rozměrové změny při kalení

Rozměrové změny při kalení závisí ve značné míře na hloubce prokalení. Je-li ocel zcela zakalena na martensit, rozměry se zvětšují. Součást malého průřezu se zcela prokalí na martensit, a proto bude větší, kdežto velká součást bude jen částečně zakalena na martensit, takže se její rozměry mohou zvětšit nebo zmenšit, což závisí na součtu vlivu vnitřních pnutí a objemových změn od kalení. Rozložení pnutí značně závisí na tvaru součásti, objemové změny závisí na druhu oceli a velikosti zrna, tj. na činitelích, kteří mají vliv na hloubku prokalení. Hrubozrnné oceli jsou obvykle silně prokalitelné. Nadbytečný kov na zakalené součásti lze odstranit broušením, zmenšení rozměrů pod dovolenou toleranci však opravit nelze a součást je třeba zmetkovat. Máme-li při kalení zabránit vícenákladům, je třeba podrobně znát charakteristiku každého druhu oceli.

Měkká místa na kalené oceli

Na povrchu kalených nástrojů nalézáme občas místa zabarvená jinak než okolní kov. Zjistilo se, že jde o místa, kde nenastalo úplné zakalení. Pilníkovou zkouškou se zjistí, že tato místa nemají dostatečnou tvrdost. Při přesných měřeních se na měkkých místech zjistila tvrdost H_{RC} 42 až 44, kdežto plně zakalený povrch měl tvrdost H_{RC} 65 až 67. Vysvětlení vzniku těchto měkkých míst bylo předmětem mnoha výzkumů. F. W. Trembour a H. Scott [68] rozlišují dva druhy měkkých míst: místa s ostrým rozhraním proti okolnímu martensitickému povrchu, vyznačující se náhlým poklesem tvrdosti a válcovým rozhraním mezi měkkým a tvrdým kovem, a měkká místa s nenáhlým přechodem do okolního martensitu, u nichž změna tvrdosti probíhá plynule.

Příčiny měkkých míst

Vada, která vzniká nezakalením oceli na určitých místech, vysvětluje se různými příčinami podle rozdílů v původu měkkých míst.

a) Měkká místa mohou být způsobena nesprávným zacházením s ohřátým kovem před zakalením samým, např. použitím studených nebo mokrých kleští, položením kalené součástky na studenou podložku nebo místním ochlazením nahodilým stykem se studenými předměty. Ve všech těchto případech nastane předčasné ochlazení poměrně velkých ploch různého tvaru a rozměrů.

b) Do stejné skupiny spadají měkká místa způsobená znečištěním kalicích lázní např. oxydickou pěnou z olověných ohřívacích lázní, olejem, mýdlem atd.

c) Příčina vzniku měkkých míst nejběžnějšího typu se přisuzuje zvláštním podmínkám, které vznikají v kalicí lázni nebo v oceli samé. F. W. Trembour a H. Scott [68], [69], [70] uvádějí jako hlavní příčinu vzniku měkkých míst účinek páry vznikající při kalení. Vykonali sérii pokusů na válcových vzorcích z jemnozrnné oceli SAE 1045, vyrobených broušením z tyčoviny většího průměru, aby měli jistotu, že vzorky nejsou oduhličeny a že nemají povrchové vady. Dospěli k závěru, že měkká místa prvního typu, tj. s ostrým přerušením martensitického povrchu, jsou způsobena hlavně prodlouženým trváním prvního „parního" stadia ochlazování v kapalině [68]. Měkká místa druhého typu s plynulou změnou tvrdosti se zřejmě tvoří ve

druhém, rychlém stadiu kapalinového ochlazování. Unikající bublinky páry podporují velmi rychlý odvod tepla, protože způsobují proudění kapaliny. Protože však bublinky vyplouvají vzhůru, usazují se na horním povrchu vodorovně kalených vzorků. Tito autoři zjistili, že na tomto horním povrchu jsou všechna měkká místa druhého typu.

d) Jiná teorie předpokládá, že vznik měkkých míst je způsobován přilnavostí okují, které se odlupují až v pozdějším stadiu kalení. TREMBOUR a SCOTT připouštějí, že silná vrstva okují může zabránit zakalení kovu přímo pod okujemi, ale poukazují na neschopnost této teorie vysvětlit, proč se většina měkkých míst vyskytuje na horním povrchu vodorovně kalených vzorků. Tato teorie rovněž nevysvětluje zvětšení počtu měkkých míst při vyšší teplotě kalicí lázně, které bylo Trembourem a Scottem experimentálně prokázáno.

e) Značné zmenšení počtu měkkých míst, popřípadě jejich plné vymizení bylo pozorováno při kalení oceli do solných roztoků místo do vody. TREMBOUR a SCOTT pokládají za optimální 9% roztok chloridu sodného a 3% roztok louhu sodného. Obě tyto látky jsou škodlivé, blíží-li se koncentrace roztoku stupni nasycení. Podle jejich názoru lze příznivý vliv solných roztoků na zamezení výskytu měkkých míst vysvětlit úplným potlačením ochlazování kaleného předmětu parním filmem v důsledku přídavku soli.

f) Měkká místa se také vysvětlovala účinkem vzduchu uvolňujícího se z kalicí lázně při ochlazování. Pokusy prokázaly, že se při probublávání CO_2 kalicí lázní značně zvětší počet měkkých míst. Tento výsledek nelze však pokládat za průkazný, protože podmínky pokusu se značně lišily od podmínek při normálním kalení do lázně.

g) Vznik měkkých míst se vysvětluje také poškozením den kalicích pecí, protože nerovný povrch styku s kovem nedovolí rovnoměrné prohřátí.

h) Při kalení cementovaných součástí se vznik měkkých míst připisuje globularizaci cementitu v „abnormální" oceli vzniklé cementací. Oblasti s větším množstvím globulárního cementitu se při kalení mění na troostit, kdežto ostatní povrch se zakalí na martensit.

i) Při kalicím ohřevu nástrojů ve výhni se sirné plyny vznikající z uhlí slučují se železem za vzniku sirníku. Na těch místech povrchu, kde jsou sirníky, vzniknou rychle okuje, a tím se vytvoří nerovnoměrnosti.

j) Ohřev v oxydační atmosféře, oduhličení nebo nedostatečné obrobení povrchu se rovněž uvádí jako příčina měkkých míst.

Náchylnost ocelí k výskytu měkkých míst

Metodu na zjišťování náchylnosti oceli k výskytu měkkých míst popsal SCOTT [68] a [70].

a) Ocel s malou prokalitelností je náchylnější k výskytu měkkých míst po kalení než oceli hluboko prokalující [68].

b) Při opakovaném kalení se měkká místa mohou objevit na různých místech [68].

Měkká místa nebyla zjištěna u součástí a nástrojů kalených ve vodní lázni s ponořenou sprchou [68].

Škodlivý vliv měkkých míst

a) Škodlivost měkkých míst záleží v tom, že mohou být příčinou vzniku trhlin. Přeměna austenitu na martensit při kalení je provázena zvětšením objemu čili



Obr. 172. „Měsíčkovitá" trhlina ostří sekery. Praskání nástrojů může být způsobeno měkkými místy *(Z knihy Brearley: The Heat Treatment of Tool Steel)*

roztahováním povrchových vrstev. Měkká místa, která vznikla rozpadem austenitu při vyšších teplotách, se při teplotě vzniku martensitu neroztahují, nýbrž naopak smršťují, a proto v nich vznikají tahová pnutí, která se za provozu sčítají s vnějším namáháním a mohou být příčinou vzniku trhlin.

Jedním ze způsobů k zamezení vzniku trhlin je kalení do vodní lázně s ponořenou sprchou.

b) Půlměsícovité praskliny sekáčů a seker *(obr. 172)* mohou být způsobeny nedbalou manipulací před zakalením, což má za následek vznik měkkých míst.

Melírovaný (skvrnitý) povrch kalené oceli

Tato vada *(obr. 173b)* je způsobena kalením. Melírovaný povrch této rychlořezné frézy je způsoben vznikem puchýřů při kalicím ohřevu oceli v oxydační atmosféře. Vada vzniká obvykle při příliš velkém přebytku vzduchu v hořácích plynových pecí [29].

V posledních letech byly zavedeny nové kalicí pochody, které umožňují omezení křivení, zlepšují obrobitelnost atd. Je to např. přerušované nebo neúplné kalení atd. Tyto pochody jsou popsány v těchto pramenech uvedených v seznamu literatury k této kapitole: [40] až [43], [45], [47], [50], [52] a [53].

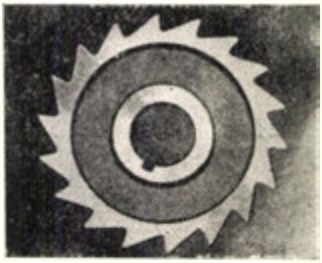
Doplněk inž. B. a inž. T.

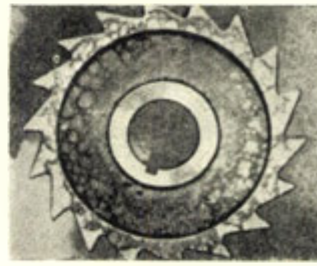
Přerušované kalení se provádí tak, že do teploty počátku martensitické přeměny se součásti ochlazují ve vhodné teplé lázni (olej, roztavené soli, olovo) a v intervalu martensitické přeměny na vzduchu nebo dokonce ještě pomaleji. Prodleva před martensitickou přeměnou v termální lázni dovoluje vyrovnat teplotu v celém průřezu součásti a umožňuje ochlazovat v martensitickém intervalu podle potřeby.

Nejvíce se uplatní tento způsob kalení v nářaďovnách při zpracování nástrojů z rychlořezných a jiných slitinových ocelí [172]. Používání přerušovaného kalení je bohužel omezeno, a to se zřetelem k dosažení kritické rychlosti kalení při ochlazování v termální lázni. — (Konec doplňku)

*

a)





b)

Obr. 173. Povrchové vady při kalení fréz z rychlořezné oceli
a — kalicí ohřev v redukční atmosféře; *b* — kalicí ohřev v oxydační atmosféře
(Podle F. R. Palmera)

Nedostatečný ohřev před kalením

Jestliže byl kalicí ohřev proveden na teplotu nižší než Ac_3, nepřejde u podeutektoidních ocelí všechen ferit do tuhého roztoku (austenitu) a rychlým ochlazením dostaneme pouze částečné zakalení. Tvrdost podeutektoidní oceli bude nižší a tažnost vyšší než očekávané hodnoty. V mikrostruktuře bude přítomen ferit z původní ferito-perlitické struktury. Tato vada není při kalení neobvyklá.

V. VADY PŘI ŽÍHÁNÍ

a) Nedosáhne-li se vyžíháním oceli žádoucího zlepšení vlastností, záleží nejpravděpodobnější příčina této závady v nedostatečné citlivosti kovu na ohřev za normálních podmínek. Stává se to tehdy, jsou-li v kovu přítomny některé neočekávané nečistoty vyloučené na hranicích austenitických zrn. Kov v okolí hranic zrn nebude pak rekrystalizovat společně s ostatním a ve struktuře zůstanou zachovány stopy původní hrubé austenitické struktury (obr. 145, str. 181). Velikost austenitického zrna pak určuje mechanické vlastnosti oceli.

b) Nedostatečný nebo nerovnoměrný ohřev způsobuje potíže při válcování a je příčinou vzniku nehomogenní struktury.

Klíč k seznamu literatury

LITERATURA KE KAPITOLE XI

1. A. Preece, A. Hartley, S. E. Mayer and J. Nutting: Overheating and Burning-Fracture and Etch Tests for the Examination of Steels. *Iron and Steel* (London), *19* (May 10, 1946).
2. J. Woolman and H. W. Kirkby: The Overheating Phenomenon — Its Possible Explanation as a Precipitation Effect. *Iron and Steel* (London), *19* (May 19, 1946).
3. E. Pohl, E. Krieger and F. Sauerwald: The Sensitiveness to Overheating of Low-carbon Steel. *Stahl u. Eisen, 51* (March 12, 1931).
4. G. Schneider: Rupture of a Drum of a Boiler with Curved Tubes following Overheating. *Ann. mines*, [*13*] *7* (1935).
5. H. Schrader: The Sensitiveness of Alloy Steels to Burning Phenomena. *Tech. Mitt. Krupp, 2* (1934).
6. E. H. Dix and A. C. Heath: Overheating and Burning Duralumin and Other Al-base Precipitation Hardening Alloys, *Metals & Alloys, 5* (1934).
7. Sam Tour: The Temperature Atmosphere Problem in High Speed Steel. *Trans. A. S. S. T., 21* (No. 3, March 1933).
8. F. C. Thompson and L. R. Stanton: Isothermàl Transformations — the Effect of Oxygen, and a Suggested Test for Burning. *Iron and Steel* (London), *19* (May 10, 1946).
9. H. J. Merchant: Drop Forging — Some Aspects of Overheating. *Iron and Steel* (London), *19* (May 10, 1946).
10. George Sachs and Kent R. Van Horn: *Practical Metallurgy*, 5th Printing, American Society for Metals, Cleveland (1948).
11. P. H. Jennings and W. I. Pumphrey: A Consideration of the Constitution of Aluminium-Iron-Silicon Alloys and its Relation to Cracking Above the Solidus. *J. Inst. Metals, 74* (Jan. 1948).
12. P. H. Jennings, A. R. E. Singer and W. I. Pumphrey: Hot-Shortness of Some High-Purity Alloys in the Systems Aluminium-Copper-Silicon and Aluminium-Magnesium-Silicon. *Ibid.*
13. American Society for Metals: Overheating, Burning. *Metals-Handbook* (1948) 348.
14. M. L. Samuels: Grain Growth in Normalized Sheet Steel during Box Annealing. *Metals Technol., 5* (Aug. 1938).
15. American Society for Metals Symposium. — *Hardenability of Alloy Steels*. Publ. by the American Society for Metals, Cleveland (1938).
16. James W. Halley: Grain-growth Inhibitions in Steel. *Metals Technol.* (June 1946).
17. R. Hultgren, D. W. Mitchell and B. York: Grain Refinement of a Carbothermic Magnesium Alloy by Superheating. *Metals Technol.* (June 1945).
18. A. T. Peters, R. S. Busk and E. H. Elliott: Factors Affecting Abnormal Grain Growth in Magnesium-Alloy Castings. *Ibid.*
19. C. C. Hodgson: Internal Combustion Engine Exhaust Valve Failures. *J. Iron Steel Inst.* (London), *127*, Part I (1933).
20. Editoral. — Large-Scale Continuous Annealing of Coils with Carbon Restoration. *Ind. Heating, 22* (Sep. 1955) 1770—1778.
21. E. W. Nelson: Defects Caused by Improper Heat Treating. *Heat Treating Forging, 18* (Nov. 1932).
22. C. H. Herty, Jr., D. L. McBride and S. O. Hough: The Effect of Deoxidation on Grain Size and Grain Growth in Plain Carbon Steel. *Mining Met. Invest., Coöp. Bull. No. 65* (1934).
23. Robert F. Mehl and Charles S. Barrett: Studies upon the Widmanstätten Structure. Part I. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 353* (1930).
24. Robert F. Mehl and O. T. Marzke: Studies upon the Widmanstätten Structure. Part II. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 392* (1931).
25. R. F. Mehl, C. S. Barrett and F. N. Rhines: Studies upon the Widmanstätten Structure. Part III., *Trans. A. I. M. E.* (1932).
26. R. F. Mehl, C. S. Barrett and Dana W. Smith: Studies upon the Widmannstätten Structure. Part IV. *Trans. A. I. M. E.* (1933).

27. G. K. Manning: Heat Treating Additions to Metallurgical Knowledge During the Past Year. *Metals Rev.*, *20* (No. 5, Jan. 1947).
28. M. A. Grossmann: *Principles of Heat Treatment*, Revised Ed., American Society for Metals, Cleveland (1953).
29. Frank R. Palmer: *Tool Steel Simplified*, publ. by the Carpenter Steel Co., Reading, Pa. (1937, revised 1948).
30. F. Erdmann-Jesnitzer and F. Günther: Formation of Large Surface Grains in Brass from Evaporation of Zinc. *Metall*, *9* (No. 9/10, May 1955) 377—381; in German.
31. E. S. Davenport and E. C. Bain: General Relations Between Grain-Size and Hardenability and the Normality of Steels. *Am. Soc. Metals, Grain Size symposium* (Oct. 1, 1934); *Trans. A. S. M.*, *22* (1934) 879—921.
32. G. W. Green: *The Mechanism of the Failure of Steel upon and after Hardening. — The Failure of Metals under Internal and Prolonged Stress*, publ. by the Faraday Society, London (1931).
33. Victor Evans: Avoiding Die Losses due to Faulty Heat Treatment Technique. *Can. Metals Met. Inds.*, *11* (April 1948) 22, 36.
34. L. H. Williams: Die Failures, their Diagnosis and Cure. *Metal Progr.*, *28* (July 1935).
35. Cyril Wells, C. F. Sawyer, I. Broverman, and R. F. Mehl: A Quench Cracking Susceptibility Test for Hollow Cylinders. *Papers presented at A. S. M. Cleveland Meeting* (Oct. 17—21, 1949).
36. J. W. Sprentnak and Cyril Wells: An Engineering Analysis of the Problem of Quench Cracking in Steel. *Idem.*
37. J. W. Spretnak and C. C. Busby: Pre-Bore Quench for Hollow Cylinders. *Idem.*
38. James F. Carland and P. R. Watson: Advancements in the Art of Heat Treating Aluminum. *Aluminum and Magnesium*, *3* (Jan. 1947) 9—11, 19, 22.
39. Bradley Stoughton: *The Metallurgy of Iron and Steel*, 4th Ed., McGraw-Hill Book Co., New York (1934).
40. Muir L. Frey: Timed Quenching.
B. F. Shepherd: Martempering.
H. J. Elmendorf: Hot Quenching and Austempering.
Metal. Progr., *46* (Aug. 1944).
} Incomplete Quenches
41. D. C. Miner: Interrupted Quenching. *Machine Tool Blue Book*, *40* (June 1940).
42. B. F. Shepherd: Mechanical and Metallurgical Advantages of Martempering Steel. *Product Eng.*, *16* (July 1945).
43. Howard G. Boyer: The Interrupted Quench and Its Practical Aspects. *A. S. M.*, Preprint No. 20 (1946).
44. A. R. Hotchkiss: Progressive Heating Quenching. *Steel*, *117* (July 9, 1945).
45. H. A. Knight: Precise Control of Steel Hardening. *Materials & Methods*, *22* (Dec. 1945).
46. Edwin Laird: Precision Quenching. *Sci. American*, *173* (Nov. 1945).
47. C. G. Purnell and H. M. Pfahl: Improved Quenching. *Steel*, *117* (July 2, 1945).
48. Harry W. Mc. Quaid: Wartime Developments in Heat Treatment of Steel and Their Effect on Design. *Steel*, *115* (Aug. 21, 1944).
49. Harry W. McQuaid: What New Heat Treatments of Steel Presage in Design. *Machine Design*, *16* (Aug. 1944).
50. Editorial. — Fog Quenching Reduces Dural Warping. *Production Engineering and Management*, *16* (July 1945).
51. W. Eilender, H. Arend and R. Mintrop: Quenching Action in Relation to Cross Section. *Engrs'Digest*, *3* (July 1946).
52. W. J. Phillips: Design and Mass Important in Quenching Steel Castings. *Steel*, *114* (June 5, 1944).
53. Editorial. — Heat Treating for Dimensional Stabilization. *Iron Age*, *163* (June 2, 1949).
54. Editorial. — Insuring Dimensional Accuracy Through Heat Treating. *Steel*, *118* (Feb. 18, 1946).
55. R. C. Stewart: Characteristics and Uses of Salt Baths. *Iron Age*, *157* (Feb. 14, 1946) 46—52.
56. Victor Paschkis: Quenching of Steel Balls and Rings. *Trans. A. S. M.*, Preprint No. 20 (1945).
57. W. J. Wrazej: Local Heating in Plain Carbon Steels. *J. Iron. Steel. Inst.* (London), Advance Copy (Nov. 1945).

58. J. E. Rehder: A Cause of Poor Annealability of a Commercial Malleable Iron. *Can. Metals Met. Inds., 11* (April 1948) 20—21.
59. F. A. Fox and E. Lardner: Superheating in Magnesium-Base Alloys. *Engineering, 159* (June 15, 1945).
60. D. Burks, R. F. Thomson and W. E. Jominy: Heat Treatment of Magnesium Alloys. *Foundry, 73* (April 1945).
61. Editorial. — Working with Quenching Fluids. *Am. Machinist, 88* (June 22, 1944).
62. R. L. Kenyon: The Importance of Grain-Size of Sheet Steel for Deep Drawing. *Trans. A. S. M., 22* (1934).
63. C. H. Desch: *The Chemistry of Solids*. Chapters X and XI — Widmanstätten and Martensitic Structures, Cornell University Press (1934).
64. E. S. Davenport, E. L. Roff and E. C. Bain: Microscopic Cracks in Hardened Steel, Their Effects and Elimination. *Trans. A. S. M., 22* (April 1934).
65. Einar Ameen: Dimension Changes of Tool Steels during Quenching and Tempering. *Trans. A. S. M., 28* (No. 2, June 1946).
66. Editorial. — Hardness and Hardenability in Carbon and Alloy Steels. *Product Eng., 18* (July 1947).
67. M. C. Udy and M. K. Barnett: A Laboratory Study of Quench Cracking in Cast Alloy Steels. *Trans. A. S. M., 38* (1947).
68. F. W. Trembour and Howard Scott: A Test Method for the Evaluation of Aqueous Quenching Media for Steel Hardening. *Trans. A. S. M., 28* (No. 3, Sep. 1940).
69. H. Scott: Some Problems of Quenching Steel Cylinders. *Trans. A. S. M., 22* (1934).
70. H. Scott: The Problem of Quenching Media for the Hardening of Steel. *Trans. A. S. M., 22* (1934).
71. H. J. Rowe and W. E. Sicha: Cast Aluminum Alloys-Heat Treatment. *Am. Foundryman, 10* (Aug. 1946).
72. E. R. Funk: Annealing of Titanium. *Metal Progr.* (July 1, 1954) 103—105.
73. Jun Hino, Paul G. Shewmon and Paul A. Beck: Effect of Simultaneous Strain on Subgrain Growth. *J. Metals, 4* (Aug. 1952).
74. M. J. Sinnot and J. C. Shyne: An Investigation of the Quenching Characteristics of a Salt Bath. *Ind. Heating, 19* (Feb. 1952) 236, 238, 240.
75. H. A. Unckel: Strain Hardening and Aging. *Iron & Steel* (London), *25* (June 1952) 273—278.
76. E. F. Bailey and W. J. Harris, Jr.: Austenite Formation During Tempering and its Effects on Mechanical Properties. *J. Metals, 188* (Aug. 1950); *Trans. A. I. M. E., 188* (1950) 997—1000.
77. Morris Cohen: Tempering of Toolsteels. Part II. *Metal Progr., 51* (June 1947) 962—968.
78. C. W. Alesch: Why Uniform Heat Treatment is Essential in Artificially Aging Aluminum Alloys. *Ind. Gas* (U. S.), *31* (May 1953) 3—5, 24—25.
79. C. A. Edwards: Strain-Age Hardening. *Iron & Steel* (London), *22* (July 1949) 365—368; (Aug. 1949) 401—404.
80. G. L. Kehl: Martempering of K-46 Tool and Die Steel. *U. S. Atomic Energy Comm., MDDC-526; LADC-205* (Dec. 12, 1946), 9 pages.
81. Morris Cohen: Tempering of Toolsteels. Part I. *Metal Progr., 51* (May 1947) 781—788.
82. Paul A. Beck: Recrystallization Texture and Coarsening Texture in High Purity Aluminum. *J. Metals, Tech. Section, 1* (Sep. 1949); *Trans. A. I. M. E., 185* (1949) 627—634.
83. Glen A. Robinson: Combination Quench Reduces Aluminum Warpage. *Iron Age, 166* (July 27, 1950) 55—57.
84. H. B. Wishart: Cast Jominy Tests for Determining Hardenability. *Open Hearth Proc., 29* (1946) 214—221.
85. Irvin R. Kramer, Sidney Siegel and J. Gardner Brooks: Factors for the Calculation of Hardenability. *Metals Technol., 13, Tech. Publ. No. 2029* (June 1946), 28 pages.
86. M. J. Sinnott and J. C. Shyne: An Investigation of the Quenching Characteristics of a Salt Bath. *Trans. A. S. M.*, Preprint No. 29 (1951), 12 pages.
87. Howard E. Boyer: Quenching Media; Experimental Studies of Evaluation by the Jominy Test. *Iron & Steel, 23* (May 1950) 177—180.
88. U. V. Bhat: Quenching of Steels. *Trans. Indian Inst. Metals, 3* (1949) 51—81; discussion pp. 81—84.

89. Arthur Kühnert: Methods of Determining the Depth of Case Hardening of Case-Hardened Materials. *Arch. Eisenhüttenw., 21* (Nov.—Dec. 1950) 437—440; in German.
90. J. W. Donaldson: Hardness and Hardenability. *Metal Treatment. 13* (Autumn 1946) 169—181.
91. J. H. Chapman: New Quenching Methods Avoid Cracking — Improve Performance. *Western Metals, 8* (July 1950) 22—23.
92. Walter Peter: Effect of Surface Condition of the Material to be Hardened on the Cooling Process in Liquid Hardening Agents. *Arch. Eisenhüttenw., 21* (Nov.—Dec. 1950) 395—402; in German.
93. T. Bishop: Induction Hardening of Armor. *Metal Progr., 50* (Nov. 1946) 954—955, 957—958.
94. A. R. Troiano and L. J. Klingler: Limitations of the End-Quenching Hardenability Test. *Trans. A. S. M.*, Preprint No. 30 (1951), 11 pages.
95. C. F. Sawyer and C. C. Busby: Some Metallurgical Variables Affecting Quench Cracking Susceptibility of Hollow Alloy Steel Cylinders. *Trans. A. S. M., 46* (1954) 100—112.
96. Carl H. Lekberg: Modern Methods for Interrupted Quenching. *Ind. Heating, 13* (Oct. 1946) 1591, 1592, 1594, 1596, 1598, 1600, 1602.
97. H. E. Boyer: Controlling Physical Properties by the Interrupted Quench. *Iron Age, 160* (July 3, 1947) 49—54.
98. J. Y. Riedel: Distortion of Toolsteel in Heat Treatment. *Metal Progr., 58* (Dec. 1950) 853—859.
99. Minoru Tanaka: Investigations on the Deformation of Steels Due to Heat Treatments. *Bull. Tokyo Inst. Technol., Ser. A* (No. 2, 1949) 1—75 in Japanese, with English abstract.
100. F. H. Bremmer: Heat Treating 54-Foot Alloy Bars. *Steel, 122* (April 5, 1948) 77—78.
101. E. S. Davenport: Progress in the Heat Treatment of Steel. *Sci. American, 178* (April 1948) 148—153.
102. George Delbart and Michael Ravery: Influence of Microstructure on the Hot Strength of Steel. *Metal Treatment and Drop Forging, 17* (Autumn 1950) 171—186, 188.
103. H. H. Armstrong and F. F. Schlitt: A New Method of Coil Annealing. *Iron Steel Engr., 24* (June 1947) 35—39; discussion pp. 40—43.
104. H. A. Unckel: Grain Size-Key to Mechanical Properties. *Iron Age, 170* (Dec. 18, 1952) 148—152.
105. R. Rapatz and M. Strobich: Investigations into the Effect of Non-Metallic Inclusions on the Hot-Workability of Steel. *J. Iron Steel Inst.* (London), *168* (Aug. 1951) 374—375.
106. K. B. Valentine: Recrystallization as a Measurement of Relative Shot-Peening Intensities. *Trans. A. S. M.*, Preprint No. 24 (1947) 7 pages.
107. M. A. Hughes and J. G. Cutton: Graphite in Cold-Rolled Subcritically Annealed Hypo-Eutectoid Steels. *Trans. A. S. M.*, Preprint No. 13 (1945).
108. J. J. Laudig: What Causes Car Journals to Burn Off? *Railway Locomotives and Cars, 127* (April 1953) 69—73.
109. Paul Lacombe and Aurel Berghezan: Influence of the Structural Defects in Al-Zn Solid-Solution Crystals on the Kinetics of their Structural Hardening at 20 °C. *Compt. rend., 228* (May 30, 1949) 1733—1735; in French.
110. R. T. Wood: Grain Refinement of Magnesium Castings. *Modern Metals, 8* (Dec. 1952) 65—66, 68.
111. J. E. Erb: Deformation of Machine Steel Rings During Casehardening. *Steel Processing, 33* (June 1947) 347—349.
112. R. J. Marcotte and C. T. Eddy: The Effect of Homogenization in Cast Steels. *Trans. A. S. M.*, Preprint No. 30 (1947).
113. W. C. Hiatt and W. B. Cheney: Mass Marquenching. *Automotive Inds., 102* (April 15, 1950) 32—33, 114.
114. Martin B. Graham: Forging Failure Caused by Carbon Pickup. *Iron Age, 160* (July 24, 1947) 65—67.

Doplňky literatury ke kapitole XI
Sestavili inž. B. a inž. T.

115. Z. Volf a M. Foltýn: Růst austenitického zrna středně uhlíkové oceli při ohřevu na vysoké teploty. Hutnické listy XV (1960), č. 2, str. 127/129.
116. J. Elfmark a L. Toman: Příčiny přehřátí a spálení ocelí. Hutnické listy XV (1960), č. 3, str. 200/207.
117. F. Labonek a L. Jeníček: Porovnání různých method k stanovení austenitického zrna oceli. Hutnické listy VII (1952), č. 4, str. 171/178.
118. J. Korecký: Tepelné zpracování železných a neželezných kovů. Praha, SNTL, 1960.
119. J. Korecký: Kalení oceli. Praha, Práce, 1951.
120. L. Jeníček, J. Koutecký, F. Labonek: Prokalitelnost oceli a její zkoušení. Hutnické listy VI (1951), č. 1, 2, 3, 5, 6, str. 5, 70, 119, 220, 270.
121. F. Šícha: Kalitelnost a zušlechtitelnost ušlechtilých konstrukčních ocelí. Hutnické listy VI (1951), č. 2, str. 58—70.
122. M. Strachota: Povrchové kalení ozubených kol plamenem. Strojírenství 5 (1955), č. 1, str. 32.
123. F. Labonek: Prokalitelnost ocelí. Strojírenství 5 (1955) č. 1, str. 40.
124. S. Blažek: Použití ocelí se zaručenou prokalitelností. Strojírenství 6 (1956), č. 11, str. 763/766.
125. F. Labonek: Hodnocení metod k počítání Jominyho křivek a pásů prokalitelnosti. Strojírenství 6 (1956), č. 3, str. 185/193 a další.
126. K. Jůzl: Elektromagnetické třídění kalených součástí podle tvrdosti. Strojírenství 11 (1961), č. 1, str. 71/72.
127. E. Páral a J. Valenta: Kalení válců středofrekvenčním ohřevem. Hutník 9 (1959), č. 7, str. 231/232.
128. J. Böhm: Vysokofrekvenční povrchové kalení válců pro válcovací stolice. Hutník 4 (1954), č. 5, str. 145/147.
129. R. Šejnoha: Chemické složení oceli pro automatikové trny a možnosti jejího tepelného zpracování. Hutník 10 (1960), č. 1, str. 5/9.
130. J. Němeček: Tepelné zpracování cementovaných vrstev s nadeutektoidním uhlíkem. Strojírenství 4 (1954), č. 12, str. 909/912.
131. J. Němeček: Nadeutektoidní obsah uhlíku v cementovaných vrstvách. Strojírenství 4 (1954), č. 11, str. 846/849.
132. T. Unger: Využití indukčního ohřevu pro tepelné zpracování při tvarování. Strojírenství 5 (1955), č. 12, str. 917/922.
133. J. Domorázek: Zásady při tepelném zpracování v ochranných atmosférách. Strojírenství 5 (1955), č. 9, str. 693/700.
134. J. Zbořil a I. Šála: Stanovení nauhličovacího potenciálu atmosfér. Strojírenství 6 (1956), č. 5, str. 327/330.
135. E. I. Malinkina: Vznik trhlin při tepelném zpracování oceli. Praha, SNTL, 1961.
136. R. Štefec: Nástrojové ocele a jejich tepelné zpracování. Hutnické listy VIII (1953), č. 9, str. 461/464.
137. V. Dědek: Možnosti zrychlení žíhání ocelí s vyšším obsahem C na měkko. Hutnické listy XV, (1961), č. 1, str. 73/84.
138. R. Říman a A. Hrbek: Žíhání ve vakuu. Hutník 12 (1962), č. 1, str. 16/24.
139. V. Dědek: Vývoj technologie výroby materiálu pro ruční pily na dřevo. Hutnické listy XVI (1961), č. 7, str. 457/466.
140. A. Lorenc: Souvislost mezi lomem a tepelným zpracováním ocelí na odlitky. Slévárenství 9 (1961), č. 4., str. 132/138.
141. M. P. Braun, P. E. Voronov: Povaha přehřátí slitinových ocelí při záhřevu pro kování. Sovětská věda, Hutnictví, 1, č. 1 str. 99/110.
142. O. Pejčoch a M. Žídek: Vady kruhových sochorů pro válcování bezešvých trub a příčiny jejich vzniku. Hutník 11 (1961) č. 2, str. 59/74.
143. F. Labonek: Vliv struktury po žíhání na obrobitelnost ocelí pro valivá ložiska. Strojírenství 12 (1962), č. 5, str. 373/376.
144. F. Labonek: Zpřesnění způsobu žíhání ocelí pro valivá ložiska s přihlédnutím k obsahu Ni, Cr a Mn. Hutnické listy XVI (1961), č. 7, str. 471/475.
145. F. Píšek: Nauka o materiálu I. Praha, ČSAV, 1957.
146. I. E. Kontorovič: Tepelné zpracování oceli a litiny I. Praha, Prům. vydavatelství, 1952
147. I. E. Kontorovič: Tepelné zpracování oceli a litiny II. Praha, Prům. vydavatelství, 1953.

Kapitola XII

KŘEHKOST KOVŮ

I. ÚVOD

Názvu „křehkost" nebo obdobného názvu „zkřehnutí" se užívá ve dvojím smyslu, který má namnoze velmi daleko od původního významu těchto slov. Křehkost obvykle definuje chování kovu, který praskne po malé deformaci nebo náhlé změně teploty, což bývá spojeno s roztříštěním kovu na několik kusů. Tento stav vždy souvisí s malou odolností proti rázům a obvykle s malou tažností a kontrakcí při zkoušce tahem. Takové fyzikální vlastnosti jsou typické pro sklo a křehké minerály, ale mohou se projevit i u zakalené oceli nebo kovů, které mají vyloučeny na hranicích zrn křehké filmy.

Rozlomí-li se těžký kus zakalené oceli na dvě poloviny s velkou prudkostí a je-li lomová plocha přesně rovná, pak tento jev naznačuje, že ve vnitřním stavu kovu nastaly nějaké zásadní změny proti normálním podmínkám.

Naproti tomu se název „zkřehnutí" volí obvykle k označení poklesu tažnosti po některém tepelném zpracování nebo po provozu. Často stačí malé snížení tažnosti, abychom je označovali jako zkřehnutí. Nesprávné používání tohoto názvu vede pak k omylům a zastírá rozdíl mezi křehkostí a snížením tažnosti, které může mít jinou příčinu. Toto nesprávné používání názvu „zkřehnutí" bylo v literatuře často kritizováno. H. M. Wilken při posuzování jedné práce o zkřehnutí vyslovil svoji kritiku takto: „Jsem poněkud zmaten nevhodným použitím označení ‚zkřehnutí', protože v práci nejsou podány žádné důkazy o tom, že skutečné zkřehnutí, které by se projevilo např. tříštěním, bylo příčinou objevených jevů. Ve skutečnosti mohlo nastat snížení tažnosti nebo houževnatosti následkem jedné nebo více příčin, které jsou jiné než zkřehnutí. Použití označení ‚zkřehnutí' je nešťastné ještě z jiného důvodu, neboť vzbuzuje dojem, že se popisované lomy zásadně liší od jiných typů lomů vznikajících současným působením napětí a teploty." (Diskuse k [22].)

Vzhledem k těmto námitkám je třeba nejdříve vysvětlit podstatu rozdílu mezi skutečným zkřehnutím a snížením tažnosti.

Křehkost je protikladem houževnatosti, která je charakterizována vysokou pevností spojenou s dostatečně dobrou tvárností (plasticitou). Synonymem křehkosti je *„lámavost"*.

Projev křehkosti je u některých kovů zjistitelný pouze na hranicích zrn, kdežto zrna zůstávají houževnatá. Tento jev nastává např. u zlata s příměsí vizmutu.

Mnohé kovy jsou tvárné (plastické) při normální teplotě, ale křehnou při teplotách pod bodem mrazu.

Malá tažnost a křehkost mohou být buď vlastností materiálu samého, nebo mohou

být způsobeny tepelným zpracováním, popřípadě vlivem nevhodných provozních (pracovních) podmínek. V této kapitole probereme tyto typy křehkosti:

a) vlastní (inherentní) křehkost kovů nebo jejich strukturních složek, jako karbidů, martensitu, intermetalických sloučenin atd.;

b) křehkost a malá tažnost souvisící s hrubozrnností;

c) křehkost způsobená zhrubnutím zrna při žíhání po kritickém tváření, označovaná též jako „Steadova křehkost";

d) křehkost nebo malá tažnost po tváření za studena (po zpevnění deformací);

e) křehkost způsobená nečistotami v tuhém roztoku, např. fosforem v oceli;

f) křehkost způsobená vnitřním pnutím;

g) křehkost připisovaná precipitaci tvrdých částic z tuhého roztoku (popouštěcí křehkost, křehkost za modrého žáru, snížení tažnosti po přestárnutí);

h) křehkost připisovaná přítomnosti plynů v kovech (vodíková křehkost, zkřehnutí po elektrolytickém pokovování, křehkost po moření, zkřehnutí dusíkem a kyslíkem).

i) louhová křehkost;

j) lámavost za červeného žáru, způsobená při zvýšených teplotách přítomností nízko tajících nečistot v kovu;

k) křehkost způsobená přítomností křehkých filmů na hranicích zrn;

l) malá tažnost způsobená necelistvostmi (trhlinkami) na hranicích zrn.

II. RŮZNÉ TYPY KŘEHKOSTI

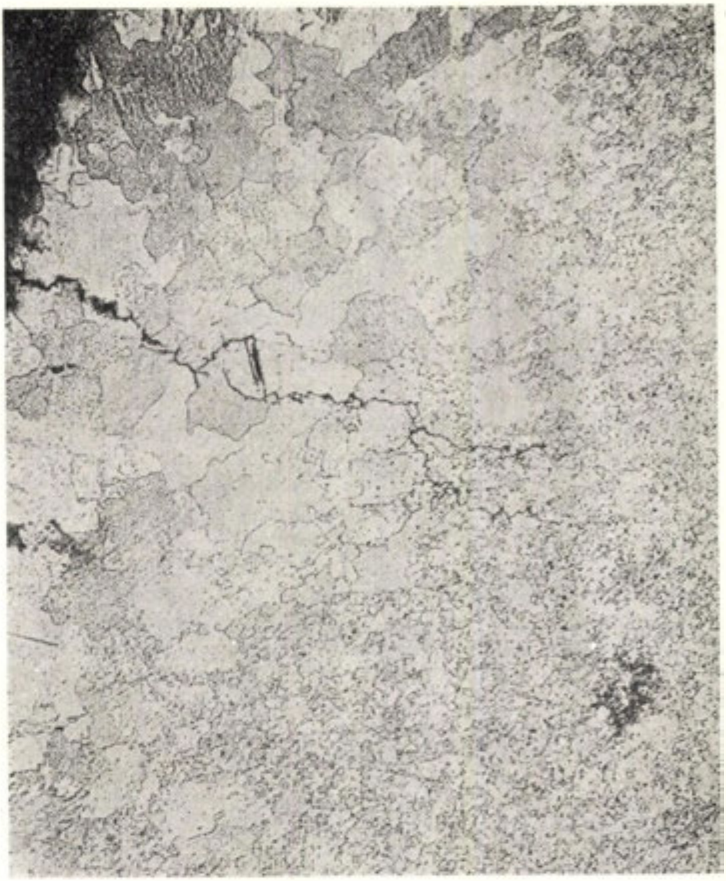
Vlastní (inherentní) křehkost

Křehkost karbidů samých je dobře známa. Velké množství cementitu Fe_3C v bílé litině ji činí názorným příkladem křehkosti, která brání jejímu širšímu technickému použití. Litá nadeutektoidní ocel je rovněž běžným příkladem křehké slitiny. Stupeň křehkosti ocelí se mění v širokém rozsahu, podle toho, jakým způsobem jsou vyloučeny karbidy a kolik jich ocel obsahuje. Největší zkřehnutí způsobují karbidy vyloučené v oceli v destičkovitém nebo vláknitém tvaru. Jsou-li karbidy v oceli vyloučeny jako jednotlivá zaoblená zrníčka (globulky), křehkost je podstatně menší. V tomto případě určuje vlastnosti oceli měkká, houževnatá základní hmota.

Sféroidizované karbidy v nadeutektoidní oceli nezpůsobují křehkost, pokud je základní hmota plastická. Tváříme-li ocel za studena, je tato podmínka splněna pouze dočasně do doby, než se základní hmota natolik zpevní, že další plastická deformace je nemožná.

Křehkost martensitu je způsobována velkým obsahem uhlíku, hrubým zrnem a hrubou krystalizací martensitu s vyvinutými jehlicemi. S rostoucím obsahem uhlíku v oceli se křehkost martensitu zvyšuje a rovněž ji zvyšuje stoupající teplota kalení a příliš velká rychlost ochlazování. Martensit v oceli zakalené z příliš vysoké teploty je hrubozrnný, s hrubou jehlicovitou strukturou (*obr. 152*, str. 184). Mnohdy je tzv. křehkost martensitu způsobována též mikroskopickými trhlinkami po kalení, popřípadě stavem předcházejícím jejich vznik a souvisícím s vnitřním pnutím (*obr. 161*, str. 191). Tento případ je velmi častý a křehkost se pak mylně přisuzuje samotnému martensitu.

V technických slitinách se vyskytuje řada dalších křehkých složek. Můžeme uvést např. intermetalické sloučeniny, fázi beta v mosazi a eutektoid bronzu.



zvět. 100 ×

Obr. 174. Trhlina vzniklá při rotačním kování vyžíhané wolframové tyče v místě hrubozrnné struktury (žíháno)

Křehkost související s hrubozrnností

Hrubozrnnost má prokazatelný vliv na mechanické vlastnosti kovů, třebaže se tento vliv nemusí projevit při zkoušce tahem. Porovnáme-li vlastnosti čistého železa stanovené tahovou zkouškou při velmi značných rozdílech velikosti zrna, zjistíme podstatné rozdíly. Například střední hodnoty velmi hrubozrnného železa jsou: pevnost v tahu 19,0 kg/mm², mez průtažnosti 4,15 kg/mm² a tažnost na 2″ 32,9 %. Jemnozrnné čisté železo má pak tyto střední hodnoty: pevnost v tahu 29,3 kg/mm², mez průtažnosti 11,2 kg/mm² a tažnost na 2″ 43,7 % [15].

Brinellova tvrdost jemnozrnného čistého železa je vyšší než hrubozrnného.

Při běžných zkouškách nejsou rozdíly ve velikosti zrna tak značné, a proto ani rozdíl v pevnostních vlastnostech jemnozrnné a hrubozrnné oceli není tak velký. Škodlivý účinek hrubozrnnosti se však jednoznačně projeví při zkoušce rázem, při níž má hrubozrnný materiál vždy značně menší houževnatost.

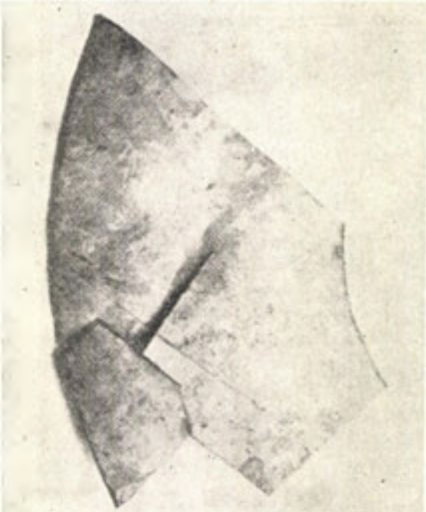
Typický příklad křehkosti způsobené hrubozrnností uvádí H. M. Howe v knize „The Metallography of Steel and Cast Iron". Uvádí, že vzorek z měkké oceli zhrublý při žíhání po kritickém tváření byl tak křehký, že se rozlámal pádem z malé výšky na podlahu. Howe píše, že křehkost v tomto případě souvisela s malou pevností hranic zrn. Podobný případ vyslovené křehkosti zjistil RUDER u křemíkové oceli s neobvykle hrubou krystalizací.

Hrubozrnný zinek má při pokojové teplotě jen malou tažnost, kdežto jemnozrnný může mít tažnost až 90 %.

Při rotačním kování wolframových tyčí vznikají po přežíhání v hrubozrnných oblastech často trhlinky, kdežto oblasti s normální jemnozrnnou strukturou lze tvářet bez porušení *(obr. 174)*.

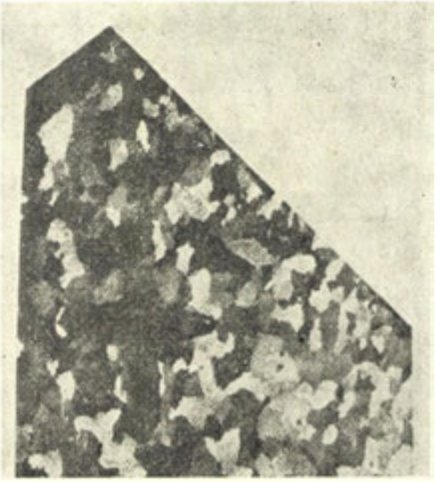
Křehkost způsobená zhrubnutím struktury při žíhání po kritickém tváření

Tento typ křehkosti se vyskytuje u měkkých ocelí s obsahem uhlíku do 0,15 %, které byly tvářeny za studena s malou redukcí a pak žíhány. STEAD zjistil, že tvářený ferit, ohřátý na teplotu blízkou Ac_1, rekrystaluje na neobyčejně velká zrna. Válcují-li se plechy z měkké oceli pod Ar_1 a žíhají-li se na teplotách pod Ac_1, vznikne rovněž hrubozrnná struktura. Plechy snadno praskají a vznikají pravoúhlé úlomky, a proto STEAD označil tuto vadu též jako „pravoúhlá křehkost" *(obr. 175* a *176)*. U takového materiálu nastává lom pod úhlem 45° ke směru válcování. Nejčastěji vzniká tento případ u tenkých plechů. J. WINLOCK a G. K. KELLY [30] zjistili, že plechy mohou být bezvadné při prvních operacích a že se křehkost může projevit teprve při dalších operacích, když se poněkud změnil směr namáhání. Rovnací nebo kalibrovací operace prováděné na výliscích na padacích kladivech (bucharech) mohou často způsobit křehké lomy.



zmenš. asi na 0,65

Obr. 175. Neleptáno



zvět. 1,3 ×

Obr. 176. Leptáno

Steadova křehkost — zhrubnutí struktury po kritickém tváření a žíhání



zvět. 330 ×
Obr. 177. Podélný výbrus za studena tvářené trubky z měkké oceli. Výrazné kluzné čáry



zvět. 330 ×
Obr. 178. Příčný výbrus za studena tvářené trubky z měkké oceli

Zpevňování kovů tvářením

Doplněk inž. B. a inž. T.

Kritické deformace, po nichž zrno při rekrystalizaci zhrubne, pohybují se v rozmezí 5 až 20 %. Maximální zhrubnutí nastává při ohřevu na tzv. kritickou teplotu, která u polymorfních kovů leží těsně pod teplotou fázové přeměny, u kovů nepolymorfních těsně pod teplotou solidu. Hrubozrnná rekrystalizace má nepříznivý vliv na tvárnost oceli, jak bylo uvedeno na příkladu plechů, a na vrubovou houževnatost, která klesá prakticky na nulové hodnoty, zatímco pevnost a tvrdost se výrazně nemění.

Hrubozrnně rekrystalizovanou ocel lze regenerovat buď ohřátím nad teplotu fázové přeměny s následujícím pomalým ochlazením, nebo ji lze znovu podrobit tváření. Zásadně lze hrubozrnné rekrystalizaci zabránit vhodnou kombinací stupně deformace a teploty žíhání podle rekrystalizačních diagramů slitin, které znázorňují závislost velikosti zrna na těchto dvou hodnotách. — (Konec doplňku)

*

Zpevnění tvářením (deformací)

Zpevnění tvářením je běžnou příčinou zkřehnutí, které se může vyskytnout u všech kovů po příliš intenzívním tváření. Zkřehnutí po tváření kovů za studena se převážně vysvětlovalo vznikem tvrdé amorfní fáze*). Mechanismus každé plastické deformace zahrnuje pokluz krystalických bloků po sobě v některých výhodně orientovaných krystalografických rovinách, který je nakonec zastaven vrstvou amorfního kovu nahromaděného v rovině kluzu.**)

*) G. T. Beilby: Aggregation and Flow in Solids. Macmillan, 1921.

**) Tento názor je třeba pokládat za překonaný dislokační teorií plastické deformace kovů. Mřížka kovu je sice v suvné rovině porušena postupem dislokací, nelze však mluvit o vzniku amorfní vrstvy, která se vyznačuje naprostou neuspořádaností atomů. — Pozn. překl.

Mikroskopický důkaz pokluzu tvoří kluzné čáry v zrnech za studena tvářeného kovu. O kluzných čárách se domníváme, že jsou průsečnicemi rovin kluzu s rovinou výbrusu *(obr. 177)*. V každém zrnu mají kluzné čáry přibližně rovnoběžný směr a jsou skloněny pod úhlem asi 45° ke směru prodlužování kovu. Toto pravidelné uspořádání kluzných čar je však obvykle patrné pouze na podélném výbrusu, kdežto na příčných a tangenciálních výbrusech je rozložení kluzných čar komplikovanější a někdy zcela nepravidelné *(obr. 178)*. Porovnání tvaru zrn ve třech základních řezech ukazuje, že pokluzy jsou vždy spojeny s jinými deformacemi, např. s otáčením a drobením zrn (fragmentací), takže mechanismus deformace je velmi složitý.

Doplněk překladatele

Zkřehnutí kovů tvářením za studena lze nejsnáze objasnit účinkem vnitřního pnutí vyvolaného v kovu tvářením. Toto pnutí je jednak makroskopické, jednak mikroskopické. Mikroskopické pnutí je vyvoláno různými poruchami krystalové mřížky způsobenými tvářením a je příčinou zpevnění krystalů a postupného vyčerpání jejich přetvárné schopnosti. Makroskopická pnutí jsou způsobena různou intenzitou tváření jednotlivých míst tvářené součásti a mohou dosáhnout velmi značné velikosti, zejména při tváření větších průřezů za studena.

Vznik pokluzů v krystalech dnes vysvětlujeme pohybem dislokací mřížkou kovu po kluzné rovině. V některých místech krystalu, zejména na hranicích, nastává zabrzdění pohybu dislokace vyvolaného vnějším napětím. V místech, kde se kluzné roviny stýkají s hranicí krystalu, vznikají při plastické deformaci shluky zablokovaných dislokací, takže v tomto místě stoupne značně vnitřní energie kovu, a shluk je také zdrojem vnitřního pnutí, působícího na mřížku krystalu. Vzniká-li v krystalu více systémů kluzných rovin, nastává zablokování dislokací i uvnitř krystalů, a tím v nich vzniká pole různě orientovaných vnitřních pnutí (mikroskopických) a stav složité napjatosti, který může dosáhnout takové velikosti, že přetvárná schopnost krystalu je vyčerpána. Při namáhání kovu vnější silou se sčítá napětí vyvolané touto silou s vnitřním pnutím a celkové normální napětí může dosáhnout takové velikosti, že se poruší koheze (soudržnost) kovu, a tím i lom.

Stejný účinek může mít i porušení rovnováhy makroskopických vnitřních pnutí, např. obráběním povrchu součásti nebo korozí. Vzhledem k tomu, že většinou jde o složitou napjatost, při níž je plasticita kovu velmi snížena, stačí malá koncentrace napětí na nepatrném vrubu, aby vznikl lom. Zejména selektivní interkrystalická koroze způsobuje v materiálu velmi ostré vruby, takže nastává snadno praskání. — (Konec doplňku)

*

Kluzné čáry jsou stopy plastické deformace způsobené tvářením za studena v krystalové mřížce zrn. Jsou to úzká pásma, kde se koncentrovala smyková napětí a kde deformace byla intenzívnější než v ostatních částech zrna.

Při pokračujícím tváření za studena se stupeň deformace zvětšuje a kov se blíží kritickému stavu, který se vyznačuje výrazným zkřehnutím. Nebezpečí praskání lze však omezit takovým způsobem tváření, při němž smyková namáhání nesvírají se směrem prodlužování úhel 45°, nýbrž jsou s ním rovnoběžná. Tato změna směru maximálních smykových napětí, a tím i polohy kluzných čar v zrnech nastává u některých způsobů tváření samovolně. Tyto způsoby tváření umožňují pak redukce za studena přesahující normální meze.

Další důležitou podmínkou, která umožňuje intenzívní tváření za studena bez potrhání kovu, je volba takového způsobu tváření, při němž napětí v jednotlivých místech tvářeného průřezu a rovněž v objemu jednotlivých zrn je rozloženo rovno-

měrně. Kovy lze bez porušení deformovat za studena intenzívněji, je-li správně zvolena velikost přetvárných sil a je-li postaráno o dobré mazání, čímž se zabrání koncentraci napětí. Nově zavedené pochody tváření za studena, jako Steckelův pochod válcování pásků a pochod Rockrite k redukování trubek, tyto závěry plně potvrzují.

Celkový stupeň redukce při tváření za studena se může značně zvýšit, pracuje-li se s malými úběry. Pokusy konané v tomto směru při tažení trubek z neželezných kovů ukázaly, že lze bez porušení dosáhnout velmi značných redukcí. Po intenzívním tváření bylo u trubek zjištěno takové zvětšení počtu suvných čar a jejich velikosti, že vznikly souvislé Lüdersovy čáry v celém jejich průřezu *(obr. 179* až *181)*.

Při mnoha způsobech tváření za studena dostáváme po velkých redukcích vláknitou strukturu. Jak jsme již řekli, objevují se první kluzné čáry v určitých krystalografických rovinách zrna, které jsou přibližně rovnoběžné se směrem maximálního smykového napětí. Při postupujícím tváření stáčejí se však kluzné čáry do směru geometrické osy součásti *(obr. 182* a *183)*. Křehkost kovu se zvětšuje se zvětšující se redukcí a může být příčinou praskání podél vláken, např. u přetažených patentovaných ocelových drátů nebo u wolframového drátu *(obr. 184* a *185)*.

Za některých podmínek, které však nejsou s ji-



zvět. 130 ×

Obr. 179. Měděná trubka



zvět. 130 ×

Obr. 180.
Trubka z hliníkového bronzu



zvět. 130 ×

Obr. 181. Lüdersovy čáry v trubce z Muntzova kovu

Lüdersovy čáry v trubkách z neželezných kovů a slitin velmi intenzívně tvářených postupným tažením s malými úběry



zvět. 665 ×

Obr. 182. Podélný výbrus trubky z měkké oceli za studena tvářené pochodem Rockrite s celkovou redukcí 2,4 × bez mezižíhání



zvět. 1330 ×

Obr. 183. Podélný výbrus trubky z měkké oceli za studena tvářené pochodem Rockrite s celkovou redukcí 38 × bez mezižíhání

Vznik vláknité struktury

stotou určeny, nemusí při tváření za studena vzniknout kluzné čáry, nýbrž místo nich se objeví vlnité deformační čáry, které H. M. Howe označil jako „záhyby“ (foldings) *(obr. 186 až 188).* Liší se od kluzných čar vzhledem a procházejí více zrny, aniž mění svůj směr.

Křehkost způsobená rozpuštěnými nečistotami

Typickým příkladem křehkosti způsobené rozpuštěnými nečistotami je křehkost oceli s větším obsahem fosforu. Překročí-li obsah fosforu v oceli dovolené množství (0,05 % nebo méně), ocel se stává křehkou. Škodlivý účinek fosforu je ještě zvýšen jeho náchylností k segregaci a rovněž uhlík zvyšuje jeho účinek. Náhlé lomy kolejnic, zejména v zimních měsících ve studených severských krajích, se často vysvětlují velkým obsahem fosforu.

Křehkost způsobená vnitřním pnutím

O křehkosti způsobené vnitřním pnutím jsme pojednali v kapitole VIII.

Popouštěcí křehkost

Popouštěcí křehkost vzniká u některých ocelí při ohřevu v určité oblasti teplot pod teplotou přeměny (A_1), nebo při jejich pomalém ochlazování v tomto kritickém rozmezí teplot. Popouštěcí křehkost se projevuje při vrubové zkoušce rázové při normální teplotě nebo při teplotách nižších.

J. M. Hodge a E. C. Bain [70] definují popouštěcí křehkost jako snížení houževna-



zvět. 1000 ×

Obr. 184.
Trhlina v patentovaném ocelovém drátu



zvět. 1000 ×

Obr. 185.
Trhlina ve wolframovém drátu. Leptáno H_2O_2 za horka

Praskání za studena tvářených kovů podél vláken

tosti po pomalém ochlazování z teplot 600 °C nebo vyšších nebo po popouštění v rozmezí teplot asi 540 až 600 °C s následujícím pomalým ochlazováním. Zjistili, že u ocelí náchylných k popouštěcí křehkosti zhorší pomalé ochlazování z 620 °C značně tvárnost (plasticitu), kdežto po rychlém ochlazení z této teploty zůstane ocel houževnatá. M. A. Grossmann [56] tvrdí, že při ohřevu na 620 °C některé oceli křehnou, ale zkřehnutí se může odstranit rychlým ochlazením ve vodě. Že oblast popouštěcích teplot v rozmezí 510 až 620° je nebezpečná a že způsobuje ztrátu houževnatosti určitých ocelí, to potvrdilo bezpečně i mnoho jiných výzkumníků.

Příčiny popouštěcí křehkosti se vysvětlují mnoha teoriemi:

a) Zkřehnutí precipitací karbidů z feritu na hranice feritových krystalů [42], [43].

Merica souhlasí s touto teorií, ale tvrdí, že precipitace karbidů nastává pouze u ocelí náchylných k popouštěcí křehkosti, obsahují-li kyslík. S těmito názory souhlasí P. Oberhoffer, který nalezl přesvědčivé důkazy správnosti této teorie.

Karbidová teorie popouštěcí křehkosti může vysvětlit zkřehnutí za předpokladu,



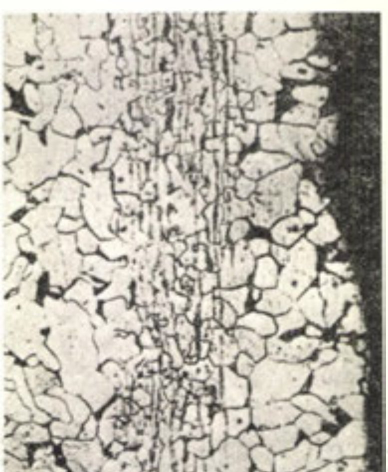
zvět. 130 ×

Obr. 186. Za studena tvářená trubka ze slitiny 75 % Cu, 20 % Ni a 5 % Zn



zvět. 65 ×

Obr. 187. Výlisek z bezkyslíkaté elektrovodné mědi, částečně vyžíhaný



zvět. 130 ×

Obr. 188. Kotlový plech po explozi kotle

Záhyby v kovech tvářených za studena

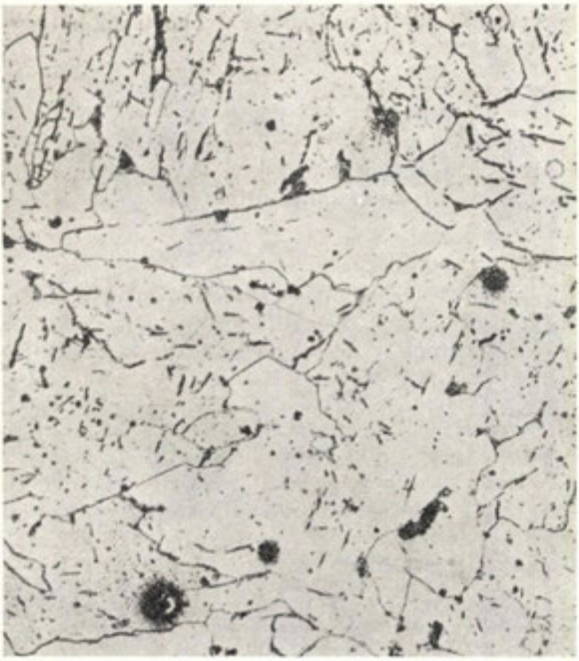
že karbidy vytvoří souvislé filmy nebo blanky na hranicích zrn. Vyloučení karbidů v zrnitém tvaru ve feritu by mohlo způsobit jen určité zvýšení tvrdosti a snížení tažnosti, nemohlo by však vyvolat křehkost v pravém smyslu. Pouze zvýšení tvrdosti feritu tvářením za studena vede ke skutečnému zkřehnutí.

b) Jiná teorie vysvětluje popouštěcí křehkost přítomností nitridů. V obchodních ocelích nalézáme nitridy ve svarech a někdy ve svářkovém železe a v měkké oceli. Ve všech těchto případech se materiál v průběhu výroby ohříval na vysoké teploty na vzduchu. Je stále otázkou, zdali dusík rozpuštěný v oceli může precipitovat jako nitridy, nebyla-li ocel nitridována. Vzhled nitridů v měkké oceli a ve svářkovém železe je na *obr. 189* a *190*.

c) C. L. Clark a J. W. Freeman [54] vysvětlují popouštěcí křehkost oceli s 0,5 % Mo vznikem interkrystalických trhlinek, které jsou velmi škodlivé, v rozmezí teplot 510 až 540 °C, protože tato ocel při těchto teplotách ještě neztrácí svou pevnost (neměkne). Zkřehnutí lze potlačit přísadou 1,0 až 1,5 % Cr nebo lépe Cr a Si.

Zjišťování popouštěcí křehkosti

Popouštěcí křehkost se projevuje snížením vrubové houževnatosti při pokojové teplotě a při snížených teplotách. Sklon oceli k popouštěcí křehkosti lze určit pomě-



zvět. 200 ×



zvět. 250 ×

Obr. 190. Nitridy v pokusné slitině Fe-N (*Snímek S. Epsteina*)

◀ *Obr. 189.* Nitridy v přehřáté měkké oceli

rem vrubové houževnatosti vzorku po popuštění pomalu ochlazeného a vzorku ochlazeného rychle.

G. Vidal [63] uvádí, že popouštěcí křehkost lze zjistit i pomalou ohýbací zkouškou. Rovněž je zjistitelná zvláštním leptáním mikrovýbrusů [60], např. podle Deschb vodným roztokem kyseliny pikrové s kapkou kyseliny dusičné nebo solné.*)

Náchylnost k popouštěcí křehkosti

a) Mezi ocelemi se sklonem k popouštěcí křehkosti je třeba uvést ocel s 0,5 % molybdenu a oceli niklchrómové.

b) Velký obsah manganu, fosforu a chrómu zvyšuje popouštěcí křehkost, kdežto přísada molybdenu ji potlačuje. Wolfram zmenšuje popouštěcí křehkost méně účinně než molybden [74]. S. Epstein a H. H. Miller [89] se domnívají, že účinek molybdenu záleží ve zmenšení rychlosti precitace fáze, způsobující zkřehnutí.

c) R. Franks a J. W. Sands uvádějí [71], [72], že při nízkých teplotách se snižuje houževnatost všech feritických ocelí. Toto snížení houževnatosti způsobuje potíže při provozu pokusných zařízení pracujících za nízkých teplot. Může být potlačeno zakalením ocelí a použitím ocelí s velkými přísadami niklu.

d) Podle E. S. Greinera [75] není popouštěcí křehkost křemíkomanganových ocelí s 1 % Mn velká, nepřestoupí-li obsah křemíku 1,5 až 2%. Obsahuje-li ocel méně

*) Nejúčinnějšími leptadly ke stanovení popouštěcí křehkosti jsou roztoky kyseliny pikrové a kyseliny solné v etylalkoholu, etyléteru nebo ve vodě s přídavkem povrchově aktivních látek, např. zefiranchloridu, ajatinu apod. — Pozn. inž. B. a inž. T.

než 0,6 % manganu, neprojeví se značnější sklon k popouštěcí křehkosti ani při obsahu 3 % křemíku.

Zábrana popouštěcí křehkosti

Běžnou metodou k potlačení popouštěcí křehkosti je rychlé ochlazování oceli z teplot, při nichž popouštěcí křehkost vzniká. Další možnosti poskytuje úprava složení oceli a výrobního postupu oceli, jak jsme vysvětlili již dříve.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Za současného stavu poznatků lze popouštěcí křehkost charakterizovat přesněji, jak to učinil ve své práci např. V. Kraus [299]. Při zušlechťování konstrukčních ocelí je možné volbou vhodné popouštěcí teploty účelně měnit řadu vlastností, zejména pevnost a schopnost plastické deformace. Obecně platí, že s rostoucí teplotou popouštění klesá pevnost a plastické vlastnosti se zlepšují. Zlepšení plastických vlastností je však úměrné poklesu pevnosti jen při dostatečně vysoké teplotě zkoušky, malé rychlosti zatěžování a jednoosém napětí. Při klesající teplotě, rostoucí rychlosti zatěžování nebo působení několikaosého napětí se závislost plasticity na pevnosti stává složitější, což ukazuje na to, že při popouštění probíhají ještě jiné změny než pouhá koagulace karbidických částic. Tyto změny působí na houževnatost oceli v opačném smyslu a všeobecně se zahrnují pod pojem popouštěcí křehkost.

Výzkum kinetiky popouštěcí křehkosti ukázal, že je možno rozlišit *tři typy*, které se vyvíjejí za odlišných podmínek. Při prodlevě na popouštěcí teplotě, tedy izotermicky, se vyvíjí křehkost ve dvou oblastech: horní oblast má maximum v okolí 550 °C, dolní oblast v okolí 350 °C podle stupně legování. Další složka křehkosti se vyvíjí během ochlazování z popouštěcí teploty, tedy anizotermicky. Náchylnost různých druhů ocelí k vývoji každé z těchto tří složek křehkosti je velmi rozdílná a závisí především na chemickém složení oceli.

Změna houževnatosti, způsobená vývojem popouštěcí křehkosti, projevuje se při statickém zkoušení až za velmi nízkých teplot, a proto se k jejímu stanovení používá zkoušky vrubové houževnatosti, prováděné při různých podmínkách. Obvykle se postupuje tak, že tvar vrubu a rychlost zatěžování zůstávají konstantní a mění se jen teplota zkoušky. Za těchto podmínek lze z výsledků sestrojit křivku přechodu ke křehkému lomu, která dobře charakterizuje houževnatost oceli za různých pracovních podmínek. S vývojem popouštěcí křehkosti se křivka přechodu posunuje k vyšším teplotám.

Křehkost při popouštění se vyvíjí ve všech feriticko-perlitických ocelích, slitinových i uhlíkových. Složení oceli má přitom vliv na intenzitu a kinetiku vývoje. Izotermická složka křehkosti se vyvíjí v celém rozsahu popouštěcích teplot. Přitom lze pozorovat dvě oddělené oblasti v okolí 350 a 550 °C, v nichž je rychlost vývoje největší. Vývoj izotermické složky v dolní oblasti probíhá v první fázi popouštění rychleji a po dosažení určité hodnoty se téměř zastavuje. V horní oblasti je vývoj křehkosti přibližně lineárně úměrný logaritmu doby popouštění. Anizotermická složka křehkosti se začíná objevovat u každé oceli při pomalém ochlazování z teplot ležících nad určitou charakteristickou teplotou. Poloha této teploty a intenzita zkřehnutí závisí na složení oceli všeobecně tak, že s rostoucím obsahem slitinových prvků se charakteristická teplota snižuje a vývoj anizotermické složky křehkosti je tedy výraznější.

V současné době je nejvíce uznávaným vysvětlením vývoje popouštěcí křehkosti *precipitace karbidů z feritu* za popouštění. Proti tomu stojí názory o segregaci rozpuštěných atomů, způsobujících v hraniční vrstvě vznik souvislého filmu cizí fáze, která zmenšuje koherenci mezi zrny nebo je sama křehká. Další domněnky jsou založeny na předpokladech o změně složení, precipitaci nitridů, fosfidů apod. Žádná z těchto teorií nevyčerpává problém v celém rozsahu.

V. Kraus [299, 300, 301] na základě fraktografického studia elektronovým mikroskopem, doplněného rentgenografickou strukturní analýzou, získal výsledky, kterých ve spojení s dosavadními poznatky použil k formulaci mechanismu vývoje popouštěcí křehkosti.

Pro izotermickou složku popouštěcí křehkosti za vyšších teplot vychází z předpokladu, že se při ohřevu oceli v oblasti gama hromadí na hranicích austenitických zrn dislokace doprovázené mraky interstitických atomů, zejména uhlíku. Současně adsorbují do hraničního pásma i atomy umístěné substitučně. Po kalení zůstává austenitické zrno v podstatě zachováno a zůstane také zachována oblast silných mřížkových poruch v okolí hranice a vysoká koncentrace interstitických atomů. Při popouštění nastává následkem snahy po zmenšení energie atomů základní mřížky jejich postupné uspořádání do rovnovážných poloh. Současně se s rostoucí teplotou zvětšuje difúzní rychlost, a tím jsou dány dobré podmínky pro nukleaci a růst nové fáze, které jsou ještě podporovány přítomností adsorbovaných atomů karbidotvorných prvků. Nová fáze, o níž lze se zřetelem ke složení oceli předpokládat, že je převážně karbidická, nemá mřížku izomorfní se základním materiálem; porušuje tedy značně soudržnost mezi zrny, a tím snižuje houževnatost. Každý precipitační děj působí na mechanické vlastnosti tak, že při určité kritické disperzi je jeho účinek největší, a proto lze soudit, že se i v tomto případě po překročení určitého maxima budou rychlost a velikost zkřehnutí zmenšovat.

Pro vývoj anizotermické složky křehkosti předpokládá Kraus poněkud odlišný mechanismus. Koncentrace atomů uhlíku i prvků v adičním roztoku na hranicích zrn je vyšší než uvnitř zrna a ani po dlouhých dobách popouštění na vysokých teplotách nenastane úplné vyrovnání. Koncentrace interstitických atomů je za popouštěcích teplot podstatně vyšší než koncentrace za normální teploty. Je-li ochlazování po popouštění pomalé, nastává při poklesu teploty jejich vylučování v podobě nové fáze (patrně hlavně terciárního karbidu). Precipitace je tím intenzívnější, čím vyšší byla popouštěcí teplota a čím pomalejší bylo ochlazování. Také zde porušují precipitáty koherenci mřížek sousedních zrn, a tím snižují houževnatost.

Vývoj izotermické složky popouštěcí teploty za nízkých teplot je pravděpodobně spojen s rozpadem zbytkového austenitu. Tato domněnka je v souladu se skutečností, že se tato složka křehkosti vyvíjí převážně v prvních fázích popouštění a že se u ocelí s vyšším obsahem slitinových prvků posunuje k vyšším teplotám. Je známo, že s rostoucím stupněm legování probíhá rozpad zbytkového austenitu za vyšších teplot popouštění.

O vlivu slitinových a doprovodných prvků na vývoj popouštěcí křehkosti se pojednává v pracích [287], [288], [289]. — (Konec doplňku)

*

Křehkost za modrého žáru

Křehkost za modrého žáru je definována jako snížení tažnosti některých slitin železa, které byly tvářeny v rozmezí teplot 180 až 270 °C.

S. Epstein a H. L. Miller [89] uvádějí tři možné případy, kdy se křehkost za modrého žáru může projevit značným snížením tažnosti : 1. při zkouškách tahem, prováděných v rozmezí teplot modrého žáru, 2. po jakékoli deformaci oceli v tomto rozmezí teplot a 3. při ohřevu na modrý žár po plastické deformaci za pokojové teploty.

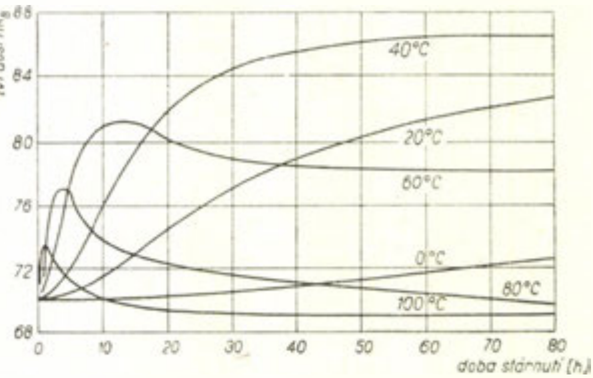
E. S. Davenport a E. C. Bain [94] tvrdí, že tváření za studena prováděné při teplotách asi nad 180 °C způsobuje mnohem větší zpevnění než stejně intenzívní tváření téže měkké oceli při pokojové teplotě. Obdobné zvýšení zpevnění se téměř vždy projeví i po ohřevu měkké oceli tvářené za studena na teploty nad 180 °C.

R. L. Kenyon a R. S. Burns [101] definují křehkost za modrého žáru jako snížení tažnosti v rozmezí teplot 250 až 350 °C. Soudí, že křehkost za modrého žáru a stárnutí po deformaci jsou dva různé projevy jediné vlastnosti železa, čímž potvrzují názory Fettweissovy z jeho klasických prací o křehkosti za modrého žáru z r. 1919.

R. S. Dean, R. O. Day a J. L. Gregg [80] označují za modrý žár rozmezí teplot od 150 do 300 °C. Podle pokusů s elektrolytickým železem a železem armco válcova-

ným za studena a žíhaným v tomto rozmezí teplot dospěli k závěru, že zpevnění při žíhání je způsobeno rozpuštěním vyprecipitovaných nitridů. Analyticky byl zjištěn obsah 0,07 % dusíku. Při pokusech také zjistili, že elektrický odpor za studena tvářeného železa se po ohřevu zvyšuje.

Precipitační teorie křehkosti za modrého žáru je podporována řadou prací, např. [82], [115], [116] a [118].



Obr. 191. **Změny tvrdosti slitiny stárnuté na různých teplotách**
(Podle Davenporta a Baina)

Doplněk překladatele

Mechanismus zkřehnutí za modrého žáru není stále ještě plně vysvětlen. Všeobecně se však uznává, že hlavní příčinou tohoto křehnutí je dusík, precipitující z přechlazeného tuhého roztoku jako nitridy. Precipitace je urychlena tvářením, které zvyšuje vnitřní energii kovu, a následujícím ohřevem na teplotu 150 až 300 °C, resp. tvářením při těchto teplotách. Zkřehnutí se projevuje hlavně u měkkých ocelí s obsahem uhlíku asi do 0,35 %, protože při větším obsahu uhlíku precipitují nitridy na cementit v perlitu. Fosfor a kyslík mají v mechanismu tohoto křehnutí jen podřadnou úlohu.

Křehkost za modrého žáru lze odstranit stabilním vázáním dusíku v oceli na hliník, vanad nebo titan. Již vzniklá křehkost se odstraní ohřevem nad 600 °C, kterým se vyloučené nitridy převedou zpět do tuhého roztoku. — (Konec doplňku)

*

H. Brearley [84] varuje před vyklepáváním, kalibrováním v zápustkách nebo vyrovnáváním při teplotách modrého žáru (asi do 400 °C), protože nástrojové oceli jsou při těchto teplotách velmi citlivé na rázy a mohou snadno vzniknout prasklinky. Při kování dlát a jiných nástrojů s klínovým břitem je třeba dokončit kování před ochlazením na teplotu modrého žáru, protože jinak vznikají půlměsícovité trhliny.*)

Lomy mající souvislost s křehkostí za modrého žáru mají krystalický vzhled.

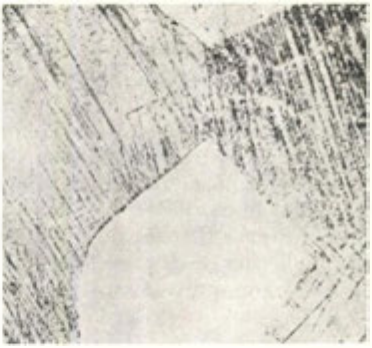
---

*) Snížení houževnatosti zakalených nástrojových ocelí v tomto rozmezí teplot nesouvisí s křehkostí za modrého žáru, nýbrž s rozpadem martensitu a s precipitací určitých přechodných karbidů v krystalograficky nevýhodných rovinách a v kritické disperzi. — Pozn. překl.



zvět. 65 ×

Obr. 192. Slitina Al-Cu stárnutá 2 hod. na 152 °C



zvět. 65 ×

Obr. 193. Slitina Al-Cu stárnutá 24 hod. na 152 °C

(Snímky z knihy Fink, Smith a Willey: Age Hardening of Metals, A. S. M.)

Stárnutí

Od doby Wilmova objevu zpevnění duraluminu stárnutím připoutaly změny vlastností kovů a slitin po kalení nebo tváření za studena širokou pozornost a byly předmětem četných výzkumů. Vysvětlení pochodu stárnutí na podkladě teoretických úvah předložili v r. 1919 MERICA, WALTENBERG a SCOTT, kteří usoudili, že změna vlastností duraluminu je způsobena precipitací tvrdých částiček $CuAl_2$ v základní hliníkové hmotě. Toto vysvětlení, které bylo samo o sobě objevem, bylo později průkazně potvrzeno pokusy na mnoha slitinách a dnes se všeobecně uznává *(obr. 191 až 193)*.

Při dalších výzkumech se rozlišily dva různé jevy: stárnutí po kalení a stárnutí po deformaci.

S. EPSTEIN a H. L. MILLER [89] popisují stárnutí jako změny vlastností železa a oceli nastávající při pokojové nebo mírně zvýšené teplotě po konečném tepelném zpracování nebo konečném tváření za studena. Tyto změny vlastností probíhají při pokojové teplotě poměrně pomalu a při vyšších teplotách rychleji, což naznačuje, že stárnutí je projevem snahy kovu po dosažení rovnovážného stavu, tj. po odstranění nerovnovážného stavu vyvolaného posledním zpracováním oceli. Tato vynikající definice platí pro stárnutí všech kovů a slitin.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Stárnutí po kalení je základem tepelného zpracování, které se označuje jako *vytvrzování* (také precipitační nebo disperzní). Při něm se slitiny homogenizují na teplotě vyšší, než je rozpouštěcí teplota precipitační fáze, rychle se ochlazují a pak se podrobují stárnutí za normální nebo většinou zvýšené teploty. Přesycený tuhý roztok, který se zachoval po rychlém ochlazení, přechází za současného vylučování nové fáze ve stabilní koncentraci, která souhlasí s rovnovážným stavem. Precipitace probíhá v celém objemu zrna a disperznost částic je značná. Pro závislost růstu tvrdosti na teplotě i době precipitačního vytvrzování je charakteristické maximum, po němž tvrdost opět klesá. Tento pokles tvrdosti se označuje jako přestárnutí.

Stárnutí po kalení je také nežádoucím pochodem, např. u nízkouhlíkových ocelí

rychle ochlazených může nastat zkřehnutí následkem rozpadu přesyceného tuhého roztoku alfa za normální nebo častěji za zvýšené teploty (např. při svařování).

Stárnutí po deformaci je téměř vždy nežádoucím projevem. Probíhá pouze u ocelí se strukturně volným feritem při normální teplotě nebo rychleji při teplotě zvýšené. Z tohoto hlediska je stárnutí po deformaci důležité pro nízkouhlíkové oceli, především pro plechy tvářené za studena. Jeho výrazným projevem je kromě snížené houževnatosti zvýšená mez průtažnosti a pokles schopnosti plastické deformace. Na základě dislokační teorie byl v nynější době objasněn mechanismus stárnutí po deformaci, na něž má vliv chování uhlíku a dusíku v tuhém roztoku alfa. Vazbou těchto prvků, především dusíku, ve formě stabilních sloučenin lze projevy stárnutí omezit. Používá se k tomu přísady nitridotvorných a karbidotvorných prvků, především Al, V, Ti, B, Zr [290]. — (Konec doplňku)

*

Literatura o stárnutí je značně rozsáhlá. Některé důležité prameny jsou uvedeny v seznamu literatury k této kapitole.

Křehkost přisuzovaná vlivu plynů v kovech

Podle C. A. EDWARDSE [123] mohou být plyny v kovech 1. adsorbovány, 2. rozpuštěny, 3. chemicky vázány na kov, 4. zadrženy v plynových bublinách a v dutinách. Typický příklad vlivu plynu rozpuštěného v kovu byl pozorován autorem u molybdenového drátu ⌀ 1,6 mm, který sloužil jako topné vinutí velké laboratorní pece s vodíkovou atmosférou a pracovní teplotou 500 až 1800 °C. Asi po 18 měsících



zvět. 750 ×

Obr. 194.

Po velmi slabém naleptání

Zkřehnutí vodíkem. Zkřehlý molybdenový drát z vinutí pece



zvět. 130 ×

Obr. 195. Mezikrystalová trhlina

provozu drát tak zkřehl, že se mohl v ruce rozlámat na drobné kousky. Lomy byly hrubě krystalické, ale velikost zrna se pod mikroskopem nejevila příliš velká. Struktura byla celkově normální, kromě drobných jamek v zrnech a neobyčejně rychlého naleptávání hranic zrn *(obr. 194 a 195)*. Tyto vlastnosti struktury naznačují znečištění kovu plynem.

Obecně je známo, že difúze vodíku do oceli při elektrolytickém pokovování způsobuje její zkřehnutí. Tento škodlivý vliv se odstraňuje přežíháním za nízké teploty. Zkřehnutí po galvanickém pokovení je podobné jako zkřehnutí po moření, které se definuje jako křehkost oceli, zejména drátů a plechů, vyvolaná mořením oceli ve zředěných kyselinách pro odstranění okují. Křehkost po moření a zkřehnutí po elektrolytickém pokovení se obvykle vysvětluje nasycením kovu vodíkem.

F. R. Palmer [128] uvádí, že zakalené nástroje ponořené do kyseliny velmi zkřehnou. Křehkost po moření lze u nástrojů zcela odstranit jejich popuštěním na 120 až 150 °C po dobu 1 hodiny, nebo déle, je-li nástroj rozměrný.

Zjistilo se, že vodík difunduje do měkké oceli, niklu a slitin s velkým obsahem niklu a chrómu po hranicích krystalů. Vodík snižuje tažnost měkké oceli, ale nesnižuje pevnost ani odolnost proti opakovaným namáháním.

Doplněk inž. B. a inž. T.

V posledních letech se věnovala velká pozornost vlivu vodíku na chování oceli při cyklickém namáhání. Vyplynulo to z požadavku na únavové vlastnosti ocelí o vysoké pevnosti a mnozí autoři (např. [302]) uvádějí, že přítomnost vodíku po elektrolytickém pokovení povrchu součástí má značný vliv na vznik lomů a šíření trhlin při opakovaném namáhání. — (Konec doplňku)

*

Snížení tažnosti oceli vlivem vodíku zjistili také E. Sykes, H. H. Burton a C. C. Gegg [130].

Lom temperované litiny zkřehlé po elektrolytickém zinkování je interkrystalický. S. Epstein [112] vyslovil názor, že zkřehnutí po zinkování může být způsobeno pouze vlivem stárnutí, a soudí, že chemické složení litiny, zejména obsah fosforu a křemíku, je důležitým činitelem pro zkřehnutí při elektrolytickém pokovení. Také prodloužené temperování litiny s následujícím pomalým ochlazováním může zvýšit její sklon ke křehnutí vodíkem. Křehnutí odlitků se předejde jejich vyžíháním před zinkováním na teplotu 650°, po němž následuje ochlazení do vody.

W. Baukloh a H. Guthmann [124] studovali difúzi vodíku při vysokých tlacích v železe armco, mědi, niklu a hliníku. Jejich výsledky ukázaly, že množství vodíku difundujícího kovem se zvětšuje s velikostí zrna, ale snižuje se u oceli se stoupajícím obsahem uhlíku.

C. A. Zapffe a M. E. Haslemová [129] popisují zkoušku na zkřehnutí vodíkem.

Zkřehnutí oceli dusíkem

W. T. Griffiths (J. of Iron Steel Inst., London, 114, 1926 I) zkoumal zkřehnutí oceli dusíkem na oceli bez sklonu k popouštěcí křehkosti o složení: 0,39 % C, 0,093 % Si, 0,57 % Mn, 0,02 % S, 0,025 % P a 0,004 % N. U oceli zakalené do vody z 900 °C a popuštěné na 650 °C byly zjištěny při Izodově zkoušce tyto hodnoty nárazové práce: po rychlém ochlazení vzorku z popouštěcí teploty: 7,2 mkg (52 ft-lb), po pomalém ochlazení: 6,9 mkg (50 ft-lb). Při dalších zkouškách byly vzorky žíhány 5 hodin na

650 °C ve čpavkové atmosféře a pak opět zakaleny do vody nebo pomalu ochlazovány v peci. Povrchová vrstva s vysokým obsahem dusíku byla obroušena a v jádře byl analyticky zjištěn průměrný obsah 0,15 % dusíku. Při Izodově zkoušce měla ocel nasycená dusíkem tyto průměrné hodnoty nárazové práce:

po zakalení do vody z 650 °C . . . . 4,85 mkg (35 ft—lb)
po pomalém ochlazení z 650 °C. . . . . 2,8 mkg (20 ft—lb)

U druhé série vzorků žíhaných za jinak stejných podmínek jejich přípravy ve čpavkové atmosféře 30 hodin na 650 °C byly zjištěny průměrné hodnoty nárazové práce:

po zakalení z 650 °C . . . . 4,15 mkg (30 ft—lb)
po pomalém ochlazení z 650 °C . . . . 1,65 mkg (12 ft—lb)

Menší hodnoty nárazové práce u pomalu ochlazených vzorků vysvětluje Griffiths přítomností nitridů ve struktuře, kdežto po rychlém ochlazení zůstává dusík v tuhém roztoku. Na podporu tohoto závěru se odvolává na Fryovy údaje, že při teplotách 580 °C a vyšších přecházejí jehlice nitridu Fe_4N zcela do roztoku.

Podrobnější údaje o vlivu dusíku na železo a ocel jsou v pracích [115], [116] a [118]. O vztahu mezi dusíkem a jevy při modrém žáru se pojednává v [80]. Konvertorová ocel obsahuje více dusíku než martinská ocel a elektroocel.

Zkřehnutí vlivem kyslíku

Podle F. S. Tritona a D. Hansona [135] lze železo s obsahem 0,08 % kyslíku snadno válcovat za tepla i za studena a válcovaný kov má dobrou tažnost při tahové zkoušce, ale je křehký při vrubové zkoušce rázové. Nízkou vrubovou houževnatost lze částečně vysvětlit hrubozrnností.

Při ještě vyšším obsahu kyslíku v železe se projeví značné snížení tažnosti. Výsledky zkoušek bezpečně prokázaly velký vliv kyslíku na rázové vlastnosti oceli.

U niklchrómových ocelí lze popouštěcí křehkost uvádět v souvislost s obsahem kyslíku. Zjistilo se, že oxydační plyny difundují do oceli nejsnáze po hranicích krystalů.

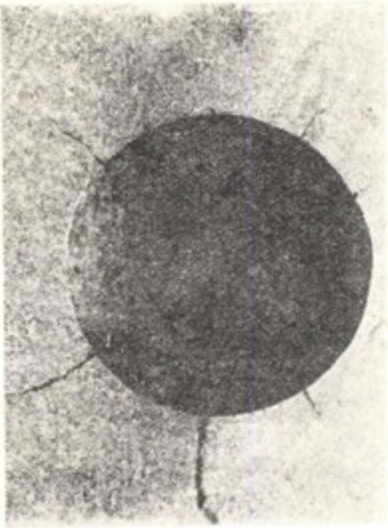
Louhová (kaustická) křehkost

Louhová křehkost kotlových plechů je vážným problémem v průmyslu, protože je příčinou značného procenta kotlových poruch. V některých oblastech USA je tento typ zkřehnutí častější než v jiných. S. W. Parr a E. G. Straub uvádějí, že vody v těchto oblastech neobsahují sírany, ale značné množství uhličitanu sodného Na_2CO_3, který je hlavní příčinou tohoto typu zkřehnutí. Tyto vody se vyznačují pouze dočasnou tvrdostí způsobenou kyselým uhličitanem vápenatým, hořečnatým a železnatým, ale nemají síranovou tvrdost buď vůbec, nebo je poměr síranů ve vodě k uhličitanu sodnému velmi malý.

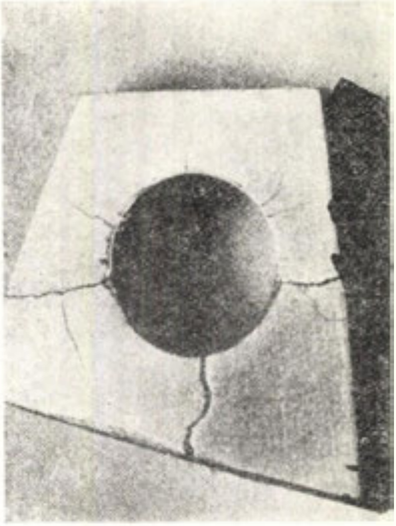
Rozkladem Na_2CO_3 ve vodném roztoku (hydrolýzou) vzniká louh sodný NaOH, který reaguje s ocelí za vzniku magnetického kysličníku železa podle rovnice:

$$3\,Fe + 4(OH) = Fe_3O_4 + 2\,H_2$$

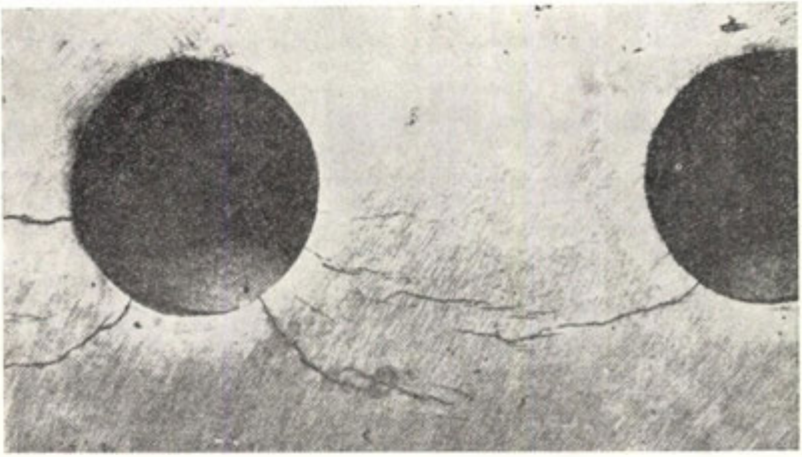
Kysličníkový film chrání železo od dalšího působení louhu. Je-li však kysličníkový povlak odstraněn nebo porušen, chová se odhalený kov stejně jako původní povrch oceli a chemické rozpouštění pokračuje. Na vznik louhové křehkosti musí tedy pů-



Obr. 196. zvět. 1,5 ×



Obr. 197. skut. vel.



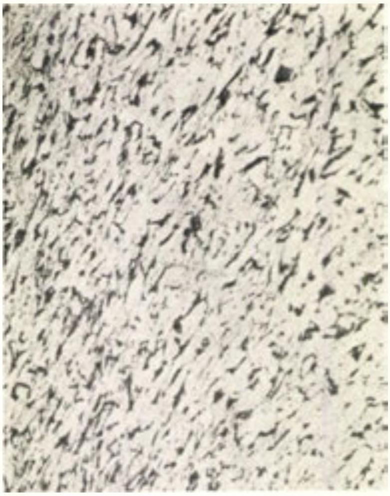
skut. vel.

Obr. 198.
Louhové zkřehnutí kotlových plechů

sobit dva činitele: napětí a chemický účinek. Ačkoli nerozložený uhličitan sodný působí jako inhibitor, je zdrojem nebezpečí tím, že hydrolýzou se může stát žíravým. Přísadou dalších uhličitanů se udrží velký poměr mezi uhličitany a louhem, a tak se zabrání zkřehnutí. Laboratorní zkoušky ukázaly, že při zvětšování poměru

$$\frac{Na_2SO_4}{NaOH} \quad a \quad \frac{Na_2CO_3}{NaOH}$$

bude zkřehnutí postupovat pomaleji nebo se může úplně zastavit.



zvět. 75 ×
Obr. 199. Deformace zrn u nýtového otvoru



zvět. 265 ×
Obr. 200. Neumannovy čáry v kotlovém plechu

Namáhání oceli nad mez průtažnosti a koncentrace louhu sodného ve švech v množství nad 350 g/l jsou dvě podmínky, které se pokládají za nutné k vyvolání louhového zkřehnutí. Je-li kov namáhán pouze napětím, které nepřekračuje mez průtažnosti, vytvoří se chemickými reakcemi ochranný kysličníkový film, a není-li porušen, reakce nepokračuje.

Následkem zkřehnutí se v okolí nýtů pod hladinou vody v kotli vytvoří trhlinky, probíhající nepravidelnými směry od jednoho nýtového otvoru k druhému. Tyto trhlinky se nikdy nešíří do plechů mimo oblast přeplátovaného spoje a objevují se u plechů jak bezvadného chemického složení, tak i horší jakosti.

Nejúčinnějším prostředkem k odstranění zdroje louhu sodného je změna složení napájecí vody, která však není v některých případech možná.

D. J. McAdam ml. označuje výraz „zkřehnutí" v této souvislosti za nevhodný, protože nelze zjistit, že by skutečná křehkost byla příčinou popisovaných jevů. Domnívá se, že by bylo vhodnější hovořit o ztrátě tažnosti následkem vzniku necelistvostí v kovu.*)

A. Fry [140] zdůrazňuje důležitost splnění základních požadavků na kotlové plechy a zmiňuje se o podmínkách tváření za tepla i za studena, které vedly k poruchám. Zmiňuje se též o stárnutí jako jedné z důležitých podmínek. Podle jeho názoru lze všechny požadavky na dobrou ocel na kotlové plechy snadno splnit uhlíkovou ocelí běžné jakosti.

Výsledky našich zkoušek prasklých kotlových plechů z různých závodů v USA ukázaly velký vliv vnitřních pnutí na louhovou křehkost. Pravidelné uspořádání

*) Louhovou „křehkost" je třeba skutečně pokládat za sekundární jev, protože kov sám o sobě nemusí být křehký, ale je zkřehlý jako celek následkem vzniku četných trhlinek, souvisících s korozí a podmíněných vnitřním pnutím v okolí nýtových otvorů. Pozn. překl.



zvět. 1000 ×

Obr. 201. Trhliny v kotlovém plechu způsobené louhovým zkřehnutím

trhlin radiálním směrem po obvodě nýtového otvoru, zvláště v počátečních stadiích jejich vzniku, je velmi významné *(obr. 196 až 198)*.

Tato pravidelnost naznačuje, že trhliny mají původ v pnutí vyvolaném v plechu při výrobě nýtových děr a ne v rozrušení oceli chemickým napadáním. Jejich další šíření v plechu je usnadněno pronikáním vzduchu a vlhkosti. Účinek louhu sodného

se zdá být důležitým přídavným činitelem, ale ne rozhodujícím. Celkové rozložení napětí v plášti kotle může rovněž přispět k deformaci kovu na okraji nýtových děr *(obr. 199)*. Ocel na kotlové plechy není vždy čistá, obsahuje často nadměrné množství nečistot, mezi nimi nitrid železa, který je nejškodlivější *(obr. 189)*. Nitrid železa*) se může vyskytovat jen ve vysoko přehřáté oceli. Příležitostně lze ve struktuře nalézt Neumannovy čáry, které nasvědčují tomu, že kotel byl občas namáhán rázovým zatížením *(obr. 200)*. Trhliny sledují někdy hranice zrn *(obr. 201)*, avšak jejich průběh není výrazně interkrystalický.

Lámavost za červeného žáru

Lámavost za červeného žáru je způsobena přítomností nečistot s nízkou teplotou tání a způsobuje vážné potíže při válcování a kování. Při vysokých teplotách, potřebných pro tyto operace, se nečistoty taví nebo změknou tak, že na povrchu kovu mohou snadno vznikat trhlinky. Porušení může být tak rozsáhlé, že je třeba výrobek zmetkovat. Za příčinu lámavosti za červeného žáru se u ocelí obvykle považuje sirník železnatý, který se může vyskytnout u ocelí s příliš nízkým obsahem manganu. Slučivost síry s manganem je větší než se železem a sirník manganatý má vyšší teplotu tání než sirník železnatý. Aby se zabránilo lámavosti za červeného žáru, musí být všechna síra v oceli sloučena s manganem.

Poněkud obdobnou vadu způsobuje olovo v elektrolytické mědi, je-li obsah kyslíku příliš malý.

Křehkost způsobená přítomností křehkých filmů na hranicích krystalů

Typickým příkladem je zlato s malým obsahem vizmutu. Tyto dva kovy tvoří eutektikum, které se vylučuje na hranicích zrn a je tak křehké, že způsobuje zkřehnutí zlata. Zrna zlata zůstanou houževnatá, ale kov jako celek je tak křehký, že ho lze rozbít na malé kousky.

Snížení tažnosti následkem necelistvostí na hranicích zrn

Vzniknou-li při kalení, interkrystalickou korozí nebo z jiných příčin trhlinky, označuje se jejich škodlivý vliv často jako zkřehnutí, protože snižují tažnost a rázovou houževnatost kovu pod obvyklé hodnoty. Správnější by bylo označit toto poškození jiným, vhodnějším názvem.

Klíč k seznamu literatury

Chromel-alumelové termočlánky, křehnutí: [27]
Křehkost měkké oceli a svářkové oceli: [34]
Křehkost po galvanizaci: [119], [122]
Křehkost při nízkých teplotách: [17], [22], [292], [298]
Křehkost za modrého žáru: [78], [79], [81] a [83], [205], [278]
Křehkost způsobená vylučováním sigma-fáze: [181], [199] až [201], [207]
Křehnutí tvářením za studena (zpevnění deformací): [35], [184]
Lámavost za červeného žáru: [171] [172], [179]
Louhová křehkost (zkřehnutí): [139], [140], [150], [160], [170], [296]
Měď, křehnutí: [28]
Měkká ocel, křehnutí [34]
Popouštěcí křehkost [38] až [76], [287] až [289], [299] až [303]
Stárnutí po deformaci: [30], [290], [292]
Vodíková křehkost: [129] až [132], [136], [138], [295]
Všeobecné údaje o křehkosti a zkřehnutí: [1], [2], [6], [7], [9], [13], [15], [17], [18]

*) Fry se domnívá, že jehlice nejsou čistým nitridem, nýbrž tuhým roztokem s větším obsahem Fe_4N než okolní ferit.

LITERATURA KE KAPITOLE XII

Obecné poznatky

1. W. Siegfried: Brittleness and Ductility of Metals at High Temperatures. *Tech. Rundschau, Sulzer* (1945); *Engineer's Digest* (Am. Ed.) (Aug. 1945).
2. W. E. Lewis: Brittleness in Ductile Engineering Structural Materials. *Metallurgia, 11* (April 1935) 147—148, 150, *Trans. Inst. Engrs. Shipbuilders Scot., 78* (1935) 444—484.
3. *The Fracturing of Metals*, publ. by the American Society for Metals, Cleveland (1947).
4. H. W. Gillett: *An Engineering Approach to the Selection, Evaluation and Specification of Metallic Materials*, Penton Publishing Co., Cleveland (1944).
5. N. Davidenkov, E. Shevandin and F. Wittmann: The Influence of Size on the Brittle Strength of Steel. *J. Appl. Mechanics, 14* (March 1947).
6. C. L. Shapiro: Brittleness in Steel. *Iron Age, 135* (Feb. 21, 1935).
7. Editorial. — Brittleness in Metals. Part III. *Metals Rev.* (Aug. 1947).
8. E. L. Robinson: High Temperature Rupture and Creep Strength. *A. S. T. M., Convention* (1940).
9. E. M. Shevandin: Notch Effect in Cold Brittleness of Steel. II. Method of Determination of Cold Brittleness of Notched Pieces. *J. Tech. Phys.* (U. S. S. R.), *17* (Oct. 1947); in Russian.
10. American Society for Metals. — *Metals Handbook* (1948).
11. Geo. Sachs and Kent R. van Horn: *Practical Metallurgy*, 5th Printing, American Society for Metals, Cleveland (1948).
12. Cecil H. Desch: *The Chemistry of Solids*, Cornell University Press (1934).
13. D. M. Zagorodskij: Cold Brittleness of Steel under Tensile Stress. *J. Tech. Phys.* (U. S. S. R.), *18* (Jan. 1948); in Russian.
14. E. S. Davenport, E. L. Roff and E. C. Bain: Microscopic Cracks in Hardened Steel, their Effects and Elimination. *Trans. A. S. M., 22* (No. 4, April 1934).
15. Reid L. Kenyon: *Metals Handbook* (1939) 424—456. See also *101*.
16. H. D. Newell: Influence of Grain Size on the Properties and Corrosion Resistance of the 18/8 Iron-Chromium-Nickel Alloy for Elevated Temperature Service. *Trans. A. S. S. T., 19* (No. 8, June 1932).

Křehkost některých průmyslových výrobků

17. J. F. Cunningham and J. Gilchrist: Impact Characteristics of Steel Rails at Low Temperatures. *Trans. A. S. S. T., 19* (No. 7, May 1932) 624—635; discussion pp. 635—638.
18. R. W. Moore: Failure of Low Carbon Steel Tubes. *Metals & Alloys* (April 1940).
19. R. W. Barley: Failure of Still Tubes. Metal Progr. (Nov. 1938).
20. E. C. Wright and H. Hobart: Typical Failures of Still Tubes in Refinery. *Metal Progr.* (Nov. 1938).
21. H. J. Gough and A. J. Murphy: Research on Wrought-Iron Chains. The Nature of Defective Laminations in Wrought-Iron Bars and Chain Links. *J. Iron. Steel* Inst. (London), Preprint (1931).
22. Vincent T. Malcolm and Thomas P. Jones: Correlation of Failures from Embrittlement of 4 to 6 per cent Chromium Steel with the Notched Bar Impact Test. *Trans. A. S. M.* (Dec. 1935).
23. M. Schmidt and O. Jungwirth: Hot-Brittleness of Austenitic Steels. *Arch. Eisenhüttenw., 6* (1933).
24. B. Strauss: Non-rusting Chromium-Nickel Steels. *Proc. A. S. T. M., 24*, Part II (1924).
25. Owen K. Parmiter: Stainless Steels. *National Metals Handbook*, publ. by the American Society for Steel Treating (1930).
26. Alan Torry: The Structure of Nickel-Aluminum Magnet Alloys and the Control of Brittleness. *Metallurgia, 34* (July 1946).
27. W. I. Pumphrey: The Embrittlement of Chromel-Alumel Thermocouple Wires. *J. Iron Steel Inst.* (London), *157* (Dec. 1947).

28. Editorial. — Brittleness in Metals. Part I. — Embrittlement of Deoxidized Copper by Bismuth. *Metal Ind.* (London), *70* (May 16, 1947).

Zpevnění tvářením

29. W. Köster: Zur Frage der Vergütung auf Grund der Erfahrungen mit Eisenlegierungen. *Z. Metallkunde, 22* (Sep. 1930) 289—296.
30. Jos. Winlock and George L. Kelley: Sheet Steel and Strip Steel for Automobile Bodies. *Trans. A. S. M.* (Aug. 1930).
31. Robert L. Geruso: Cold Working Followed by Annealing. *Heat Treating and Forging, 17* (1931).
32. H. H. Bleakney: Brittleness in Low Carbon Steel. *Trans. A. S. S. T.* (Oct. 1932).
33. H. A. Montgomery: Principles of Lubrication in Cold Drawing Sheet Steel. *Trans. A. S. S. T., 21* (1933).
34. F. C. Lea and R. N. Arnold: Embrittlement of Low Carbon Steel. *Proc. Inst. Mech. Engrs.* (London), *127* (1934).
35. H. W. Graham and H. K. Work: A Work-Brittleness Test for Steel. *Proc. A. S. T. M., 39* (1939).
36. *Symposium on Stress-Corrosion Cracking,* publ. by A. S. T. M. jointly with A. I. M. E. in 1945.
37. H. H. Uhlig: The Stress-Corrosion Cracking of Iron and Some Ferrous Alloys. *Metals Handbook,* American Society for Metals, Cleveland (1948).

Popouštěcí křehkost

38. W. Kroll: The Alloys of Beryllium with Iron. *Wiss. Veröffentl. Siemens-Konzern, 10* (1931).
39. E. Houdremont: Solubility of Carbon in α-Iron and Changes in Properties of Industrial Iron produced by Heat Treatment under A_1 Point. *Rev. mét., 29* (March 1932).
40. E. Houdremont and H. Schrader: Zur Frage der Anlassprödigkeit. *Arch. Eisenhüttenw., 7* (1933).
41. E. Houdremont and H. Schrader: Temper Brittleness. *Metallurgist, 9* (Oct. 27, 1933).
42. A. M. Kay and R. N. Arnold: The Effect of Time and Temperature on the Embrittlement of Steel. *J. Iron Steel Inst.* (London) (1933 II).
43. R. N. Arnold: The Embrittlement of Low Carbon Steel. *Proc. Inst. Mech. Engrs.* (London) (1934).
44. K. Nagasawa: Temper-Brittleness of Steels. *Japan Nickel Rev., 2* (April 1934).
45. P. Borel: Study of the Temper-Brittleness of Ordinary Structural Steel. *Rev. mét., Mémoires, 31* (Jan. 1934).
46. F. C. Lea and R. N. Arnold: Embrittlement of Alloy Steels. *Proc. Inst. Mech. Engrs.* (London) (1935).
47. W. Bischof: Beitrag zur Frage der Anlassprödigkeit. *Arch. Eisenhüttenw., 8* (1935).
48. Editorial. — Temper Brittleness. *Metallurgist, 10* (1935).
49. C. L. Shapiro: Brittleness in Steel. *Iron. Age, 135* (Feb. 21, Feb. 28, March 14, 1935).
50. H. Bennek: Influence of Phosphorus on Temper-Brittleness. *Tech. Mitt. Krupp, 3* (Nov. 1935).
51. W. E. Goodrich: The Embrittlement of High-Tensile Alloy Steels at Elevated Temperatures. *J. Iron Steel Inst.* (London), *133* (1936 I).
52. A. E. White, C. L. Clark and R. L. Wilson: Influence of Time at 1000 Degrees Fahrenheit on the Characteristics of Carbon Steel. *Proc. A. S. T. M., 36,* Part II (1936).
53. R. H. Thielemann: — Some Effects of Composition and Heat Treatment on the High Temperature Rupture Properties of Ferrous Alloys. *A. S. T. M., Convention* (1940); *Proc. A. S. T. M., 40* (1940) 788—804; discussion pp. 805—810.
54. C. L. Clark and J. W. Freeman: Elimination of the Apparent Hot Brittleness of 0,50 Molybdenum Steel. *Trans. A. S. M.* (Dec. 1942).
55. Samuel J. Rosenberg and Daniel H. Gagon: Effect of Grain Size and Heat Treatment upon Impact Toughness at Low Temperatures of Medium Carbon Forging Steel. *Trans. A. S. M., 30* (No. 2, June 1942).

56. M. A. Grossmann: *Principles of Heat Treatment,* Revised Ed., American Society for Metals, Cleveland (1953) 118—120.
57. G. F. Comstock and J. R. Lewis: A Comparison of Aluminum and Titanium Deoxidation for Preventing Strain Aging Embrittlement in Low Carbon Steel. *Trans. A. S. M., 34* (1945) 425—437; discussion pp. 437—442.
58. Editorial. — Temper Brittleness in Medium Carbon Steels. *Ind. Heating, 12* (Dec. 1945).
59. Fr. Pobořil and V. Košelev: Contribution to the Problem of Temper Brittleness in Steel. *Hutnické listy, 1* (Nov. & Dec., 1946, Jan 1947).
60. J. B. Cohen, A. Hurlich and M. Jacobson: A Metallographic Etchant to Reveal Temper Brittleness in Steel. *A. S. M.*, Preprint No. 17 (1946).
61. John H. Hollomon: Temper Brittleness. *A. S. M.*, Preprint Feb. Meeting (1946).
62. R. H. Graves: Temper Brittleness. *Iron and Steel* (London), *20* (May 1947).
63. Georges Vidal: Généralisation de la Detection de Certaines Fragilités des Aciers. *Compt. rend. 224,* (Feb. 6, 1947).
64. L. D. Jaffe and D. C. Buffum: Isothermal Temper Embrittlement. *Trans. A. S. M., 42* (1950) 604—614; discussion pp. 614—618.
65. A. P. Taber, J. F. Thorlin and J. F. Wallace: Influence of Composition on Temper Brittleness in Alloy Steels. *Trans. A. S. M., 42* (1950) 1033—1055; discussion pp. 1055—1056.
66. W. S. Pellini and B. R. Queneau: Development of Temper Brittleness in Alloy Steels. *Engineer, 183* (April 4, 1947).
67. A. R. E. Singer and P. H. Jennings. Hot Shortness of the Aluminum-Silicon Alloys of Commercial Purity. *Engineering, 163* (May 2, 1947).
68. W. I. Pumphrey and D. C. Moore: A Consideration of the Nature of Brittleness at Temperatures Below the Solidus in Castings and Welds in Aluminum. *J. Inst. Metals, 75* (Dec. 1948).
69. S. A. Herres and A. R. Elsea: Investigation of Temper Brittleness in Low-alloy Steel. *Trans. A. I. M. E., 185* (1949) 366—370.
70. J. M. Hodge and E. C. Bain: Functions of the Alloying Elements in Steel. *Metals Handbook,* American Society for Metals, Cleveland (1948) 456.
71. J. W. Sands: Nickel in Steel. *Ibid.* 473—474.
72. Russel Franks: Properties of Metals at Low Temperature. *Ibid.* 204—215.
73. C. E. Sims: Manganese in Steel. *Ibid.* 467.
74. J. Y. Riedel: Tungsten in Steel. *Ibid.* 484.
75. Earl S. Greiner: Silicon in Steel. *Ibid.* 477.
76. G. F. Comstock and S. F. Urban. — Titanium in Steel. *Ibid.* 480.

Křehkost za modrého žáru

77. W. Köster: Zur Frage des Stickstoffs in technischem Eisen. *Arch. Eisenhüttenw., 3* (1930).
78. P. Dejean: Blue Brittleness. *Rev. mét., Mémoires, 24* (1927).
79. H. A. Dickie: The Solubility of Carbide in Ferrite. *J. Iron Steel Inst.* (London), Advance copy (Oct. 1929).
80. R. S. Dean, R. O. Day and J. L. Gregg: Relation of Nitrogen to Blue Heat Phenomena in Iron and Dispersion Hardening in the System Iron-Nitrogen. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 193* (1929).
81. L. R. Van Wert: Some Notes on Blue Brittleness. *Trans. A. I. M. E., 95* (1931).
82. G. Masing and L. Koch: Studien über Ausscheidungshärtung, Anomalien im Härteverlauf während des Härtungsvorganges. *Z. Metallkunde, 25* (No. 6, June 1933) 137—139, 160—163.
83. R. L. Kenyon and R. S. Burns: Testing Sheets for Blue Brittleness and Stability Against Changes due to Ageing. *A. S. T. M.*, Preprint No. 27 (June 1934).
84. Harry Brearley: *The Heat Treatment of Tool Steel,* Longmans, Green & Co., London (1911).
85. G. G. Neuendorff: Izett Steel. *Metals & Alloys, 3* (March 1932).

Stárnutí

86. W. C. Ellis and Earle E. Schumacher: Effect of Combinations of Strain and Heat Treatment on Properties of Some Age-hardening Copper Alloys. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 395* (1931).
87. P. D. Merica: The Age-Hardening of Metals. *Trans. A. I. M. E., 99* (1932).

88. F. R. Hensel and E. I. Larsen: Age Hardening Phenomena in Typical Fusion-Weld Metal. *Trans. A. S. S. T., 19* (May 1932).
89. S. Epstein and H. L. Miller: Aging in Iron and Steel. *Metals Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1936) 471—478.
90. H. M. Wilten and E. S. Dixon: Aging Embrittlement of 4 to 6 per cent Chromium Steel. *Proc. A. S. T. M., 34*, Part II (1934) 59.
91. R. Harrison: The Age Hardening of Steels. *Metallurgist, 9* (1934).
92. R. H. Harrington: Present Status of Age Hardening. *Trans. A. S. M., 22* (1934).
93. A. Sauveur: Notes on the Aging of Metals and Alloys. *Trans. A. S. M., 22* (1934).
94. E. S. Davenport and E. C. Bain: The Aging of Steel. *Trans. A. S. M., 23* (Dec. 1935).
95. T. D. Yensen and N. A. Ziegler: Magnetic Aging of Iron due to Oxygen. *Trans. A. I. M. E., 116* (1935).
96. H. M. Boylston: Age Hardening of Materials. *Ind. Heating, 2* (Jan. 1935).
97. L. Guillet: Aging and Hardening of Metallurgical Products. *Cuivre at laiton, 9* (1936).
98. A. M. Talbot and John T. Norton: Age-hardening of Magnesium-Aluminum Alloys. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 692* (1936).
99. Marie L. V. Gayler: Theory of Age Hardening. *J. Inst. Metals, 60* (1937).
100. Age Hardening of Metals. *Papers and discussion constituting the Symposium on Precipitation Hardening (Age Hardening) presented before the 21st Annual Convention of the American Society for Metals in 1939.* Literature.
101. R. L. Kenyon and R. S. Burns: Aging in Iron and Steel. *A. S. M. Symposium on Age Hardening of Metals* (1939). Literature.
102. Robert F. Mehl and Lawrence K. Jetter: The Mechanism of Precipitation from Solid Solution. The Theory of Age-Hardening. *A. S. M.*, Preprint (1939). Bibliography.
103. Wm. L. Fink, D. W. Smith and I. A. Willey: Precipitation-hardening of High Purity Binary and Ternary Aluminum-Copper Alloys. *A. S. M.*, Preprint (1939).
104. H. W. Graham and H. K. Work: Method of Measuring the Tendency toward Strain Aging. *Proc. A. S. T. M., 39* (1939) 571.
105. W. P. Sykes: Precipitation Hardening in the Heavy Alloys. *A. S. M.*, Preprint (1939).
106. H. Y. Hunsicker: Precipitation Hardening Characteristics of High Purity Aluminum-Copper and Aluminum-Copper-Iron Alloys. *A. S. M.*, Preprint (1939).
107. D. K. Crampton: Age-hardening Copper Alloys. *A. S. M.*, Preprint (1939). Bibliography.
108. Robert B. Gordon and Morris Cohen: Age-Hardening of a Copper-Cobalt and a Copper-Iron Alloy. *A. S. M.*, Preprint (1939).
109. Carl H. Samans: The Process of Precipitation from Solid Solution, I. — A Crystallographic Mechanism for the Aluminum-Copper Alloys. *A. I. M. E., Tech. Publ., No. 1186* (1940).
110. R. H. Harrington and R. G. Thompson: The Precipitation Reaction in Cold-rolled Phosphor Bronze: its Effects on Hardness, Conductivity, and Tensile Properties. *A. S. M.*, Preprint (1940).
111. R. H. Harrington and T. C. Jester: The Precipitation Reaction in Aged Cold-rolled Brasses: its Effects on Hardness, Conductivity and Tensile Properties. *A. S. M.*, Preprint (1941).
112. S. Epstein: Aging of Iron and Steel. *Metals Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1948) 438—442.
113. C. S. Barrett, A. H. Geisler and R. F. Mehl: Mechanism of Precipitation from the Solid Solution of Silver in Aluminum. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 1275* (1941).

Křehkost přisuzovaná přítomnosti plynů v kovech

114. J. L. Burns: Classification of Alpha Iron-Nitrogen and Alpha Iron-Carbon as Age Hardening Alloys. *Trans. A. I. M. E., 113* (1934).
115. W. Köster: Nitrogen in Technical Iron. — I. Influence of Nitrogen on the Properties of Technical Iron, especially in Relation to Magnetic Aging. — II. Character of Stress Figures. *Arch. Eisenhüttenw., 3* (1930).
116. W. Köster: Nitrogen in Technical Iron. — III. The Separation of Nitrogen and Carbon from α-Iron as an Example of the Decomposition of a doubly Supersaturated Solid Solution. *Arch. Eisenhüttenw., 4* (1930).
117. J. C. Allan and R. L. Geruso: Hot Galvanizing as it Affects Mild Steel. *Heat Treating and Forging, 16* (1930).

118. W. Köster: Changes in the Properties of a Metal by the Simultaneous Action of Cold Work and Precipitation of Finely Divided Particles. *Z. Metallkunde, 23* (1931).
119. S. Epstein: Embrittlement of Hot-Galvanized Structural Steel. *Proc. A. S. T. M., 32*, Part II (1932).
120. N. A. Ziegler: Solubility of Oxygen in Solid Iron. *Trans. A. S. S. T., 20* (1932).
121. T. Kikuta: Effect of Thermal Treatment on the Characteristics of Black-Heart Malleable Iron. *Trans. Am. Foudrymen's Assoc., 40* (1932).
122. J. S. Adelson: Brittleness of Zinc-Coated Steel. *Blast Furnace Steel Plant, 20* (May 1932).
123. C. A. Edwards: Gases in Metals. *Trans. A. I. M. E., 117* (1935).
124. W. Baukloh and H. Guthmann: Hydrogen Permeability and Hydrogen Decarburization of Steels, Armco Iron, Copper, Nickel and Aluminum at High Pressures. *Z. Metallkunde, 28* (Feb. 1936) 34.
125. E. C. Wright and H. Habart: Typical Failures of Still Tubes in Refineries. A. — Carbon Steel Tubes. *Metal Progr.* (Nov. 1938).
126. O. H. Henry and G. E. Claussen: *Welding Metallurgy*, publ. by the American Welding Society, New York (1940).
127. E. L. Ramsey and L. G. Graper: Observations in the Making and Use of Sulphite-treated Steels. *Metals Technol.* (April 1942).
128. Frank R. Palmer: *Tool Steel Simplified*, publ. by the Carpenter Steel Co., Reading, Pa. (1937).
129. Carl A. Zapffe and M. Eleanor Haslem: A Test for Hydrogen Embrittlement and its Application to 17% Chromium, 1% Carbon Stainless Steel Wire. *Metals Technol., 13, Tech. Publ. No. 1954* (Jan. 1946).
130. C. Sykes, H. H. Burton and C. C. Gegg: Hydrogen in Steel Manufacture. *J. Iron Steel Inst.*, London, *156* (June 1947).
131. C. E. Ransley and H. Neufeld: Absorption of Hydrogen by Aluminium Attacked in Caustic Soda Solution. *Nature, 159* (May 24, 1947).
132. American Society for Metals, Sub-Committee on Gases in Metals. — The Determination of Oxygen, Nitrogen and Hydrogen in Ferrous Metals. Bibliography. *Metals Handbook* (1948) 408—411.
133. N. Grossman and C. W. MacGregor: The Brittle Transition Temperatures of Various Low-Carbon Steels Welded by the Same Method. *Welding J.* (N. Y.), *27* (May 1948).
134. Editorial. — Cracking of Steel in Nitrate Solutions. *Engineer, 186* (July 30, 1948).
135. Fred S. Tritton and D. Hanson: Alloys of Iron Research. Part II. Iron and Oxygen. *Natl. Phys. Lab., Collected Researches, 25* (1935) 9—37.
136. Frederick N. Rhines and William A. Anderson: Hydrogen Embrittlement of Pure Copper and of Dilute Copper Alloys by Alternate Oxidation and Reduction. *Metals Technol., 7* (No. 7, Oct. 1940).
137. D. L. Martin and E. R. Parker: Embrittlement of Silver by Oxygen and Hydrogen. *Metals Technol., 10* (No. 3, April 1943).
138. Carl A. Zapffe: Neumann Bands and the Planar-Pressure Theory of Hydrogen Embrittlement. *J. Iron Steel Inst.* (London), Advance Copy (Aug. 1946).

Louhová křehkost

139. F. Körber and A. Pomp: Formation of Cracks and Erosion of Steam Boiler Elements. *Mitt. Kaiser-Wilhelm-Inst. Eisenforsch. Düsseldorf, 8* (1926).
140. A. Fry: The Behavior of Boiler Material in Service, *Krupp. Monatsh.*, 7 (Nov. 1926).
150. H. A. Dickie: Embrittlement of Steel at High Steam Temperatures, *Engineering, 136* (1933).
160. E. P. Partridge and W. C. Shroeder: The Embrittlement of Boiler-Steel. *Metals & Alloys, 6* (Nov. and Dec. 1935).
170. T. E. Purcell and S. F. Whirl: Protection against Caustic Embrittlement by Co-ordinated Phosphate pH Control. *Trans. Electrochem. Soc., 83* (1943).

Lámavost za červeného žáru a novější zprávy o křehkosti vůbec

171. F. Hatlanek: Red-Shortness. *Arch. Eisenhüttenw., 4* (Oct. 1930).
172. F. Nehl: The Red-Shortness of Steel Containing Copper and its Prevention. *Stahl u. Eisen, 53* (July 27, 1933).

173. Stephen F. Urban and John Chipman: Nonmetallic Inclusions in Steel. Part II. — Sulphides. *Trans. A. S. M.* (Sep. 1935).
174. Axel Hultgren and B. Herrlander: Hot Deformation Structures, Veining and Red Shortness Cracks in Iron and Steel. *Metals Technol., 13* (Dec. 1946).
175. K. J. Stodden and E. P. Klier: Brittle Failure and Size Effect in a Mild Steel. *Welding J.* (N. Y.), *29* (June 1950) 303s—310s.
176. W. P. Rees and B. E. Hopkins: Intergranular Brittleness in Iron-Oxygen Alloys. *J. Iron Steel Inst.* (London), *172* (Dec. 1952) 403—409.
177. A. S. Ogievetskij: Cold Brittleness of Welded Structures at Low Temperatures. *Avtogennoe Delo* (Acetylene Welding) (Dec. 1947) 18—19; in Russian.
178. Ia. Potak and S. I. Magazanik: Method of Determining Brittle Strength of Hot Worked Structural Steels. *Zavodskaja Lab.* (Factory Laboratory), *13* (April 1947) 463—471; in Russian.
179. A. R. E. Singer and P. H. Jennings: Hot Shortness of the Aluminum Silicon Alloys of Commercial Purity. *Engineering, 163* (May 2, 1947) 369—371.
180. Editorial. — Soldering of Aluminium: Avoidance of Brittlement. *Metallurgia, 42* (Aug. 1950) 131—133.
181. V. T. Malcolm and S. Low: Sigma Phase in Several Cast Austenitic Steels. *A. S. T. M.*, Preprint No. 51 (1950), 7 pages.
182. David S. Bloom and Nicholas J. Grant: Regarding Sigma Phase Formation. *J. Metals, 5* (Jan. 1953).
183. J. D. Lubahn: Notch Tensile Testing. *Trans. A. S. M.*, 40B (1948) 90—132.
184. J. H. Andrew, H. Lee and others: Cold Work: Effect on Certain Properties of Steel. Sections I—VII. *Iron and Steel* (London), *23* (Nov. 28, 1950) 438—455; discussion pp. 471—472.
185. A. H. Cottrell and G. M. Leak: Effect of Quench Aging on Strain Aging in Iron. *J. Iron Steel. Inst.* (London), *172* (Nov. 1952) 301—306.
186. G. M. Sinclair and T. J. Dolan: Some Effects of Austenitic Grain Size and Metallurgical Structure on the Mechanical Properties of Steel. *A. S. T. M.*, Preprint No. 15 (1950), 30 pages.
187. D. N. Frey, J. W. Freeman and A. E. White: Fundamental Effects of Aging on Creep Properties of Solution-Treated Low-Carbon N-155 Alloy. *Natl. Advisory Comm. Aeronaut., Tech. Note 1940* (Aug. 1949).
188. Helmut Knüppel and Karl Mayer: Correlation between Chemical Composition and Notched-Bar Impact Strength after Aging of Rimmed Steels. *Stahl. u. Eisen, 73* (No. 7, March 26, 1953) 401—410; in German.
189. W. M. Parris, L. L. Hirsch and P. D. Frost: Low Temperature Aging in Titanium Alloys. *J. Metals, 5*, Section 1 (Feb. 1953).
190. C. Schaub: Brittle Fracture of Steel under Sustained Load at Elevated Temperature. *Engineer's Digest* (American Ed.), *3* (July 1946) 333—334.
191. J. G. de Lattre: An Investigation into the Causes of Brittleness in Mild Steels. *Sheet Metal Inds., 27* (July 1950) 612—618, 628.
192. Georges Vidal: Generalization of the Determination of Certain Types of Steel Brittleness. *Compt. rend., 224* (Feb. 6, 1947) 394—395.
193. Glenn W. Geil, Nesbit L. Carwile and Thomas G. Digges: Influence of Nitrogen on the Notch Toughness of Heat-Treated 0,3-Percent Carbon Steels at Low Temperatures. *J. Research Natl. Bur. Standards, 48* (March 1952) 193—200.
194. A. B. Chatterjea and B. R. Nijhawan: Hydrogen Embrittlement and Hair-Line Cracks in Steels. *J. Sci. Ind. Research* (India), *11A* (April 1952) 158—161.
195. J. R. Low, Jr.: The Effect of Quench-Aging on the Notch Sensitivity of Steel. *Welding J.* (N. Y.), *31* (May 1952) 253s—256s.
196. Wolfgang Gruhl: Effect of Cold Working on the Age Hardening of Soft Steels. *Arch. Eisenhüttenw., 23* (Jan.—Feb. 1952) 39—45; in German.
197. E. J. Ripling: Rheotropic Embrittlement. *A. S. T. M. Bull. No. 186* (Dec. 1952) 37—42; discussion p. 42.
198. M. E. Shank: Brittle Failure of Steel Structures — a Brief History. *Metal Progr., 66* (No. 3, Sep. 1954) 83—88.
199. Lorin K. Poole: Sigma — an Unwanted Constituent in Stainless Weld Metal. *Metal Progr., 65* (No. 6, June 1954) 108—112.
200. Adolph J. Lena: Sigma-Phase — a Review. *Metal Progr., 66* (No. 1, July 1, 1954) 86—90.
201. J. I. Morley and H. W. Kirby: Sigma-Phase Embrittlement in 25Cr-20Ni Heat-Resisting Steels. *J. Iron. Steel Inst.* (London), *172* (Oct. 1952) 129—142.

202. D. Rosenthal and C. C. Woolsey, Jr.: The Effect of Strain-Rate on Twinning and Brittle Fracture. *Welding J.* (N. Y.), *31* (Oct. 1952) 475s—492s.
203. Iron and Steel Institute. — Discussion at the Annual General Meeting 1952. — Hydrogen in Steel. *J. Iron Steel Inst.* (London), *172* (Sep. 1952) 46—51.
204. David O. Caldwell: Nitrogen in Metals. *Rev. Sci., Instr.*, *23* (Sep. 1952) 501—502.
205. E. O. Hall: The Deformation of Low Carbon Steel in the Blue-Brittle Range. *J. Iron Steel Inst.* (London), *170* (April 1952) 331—336.
206. P. A. Jacquet: Micrographic Study of the Brittle and Tough States of Low Carbon Steels. *Ref. mét.*, *49* (March 1952) 195—207; in French.
207. Samuel J. Rosenberg and Carolyn R. Irish: Sigma Phase in High-Purity 18—10 Steel. *Metal Progr.*, *61* (May 1952) 92—93.
208. George Sachs and W. F. Brown: A Survey of Embrittlement and Notch Sensitivity of Heat Resisting Steel. *A. S. T. M.*, Preprint No. 74 (1952).
209. F. G. Lewis: *Strain Aging: a Survey of the Literature*, Aeronautic Research Lab., Dept. of Supply, Commonwealth of Australia, Rep. S. M. O. 187 (Jan. 1952), 56 pages.
210. A. L. Schaeffler, H. C. Campbell and H. Thielsch: Hydrogen in Mild-Steel Weld Metal. *Welding J.* (N. Y.), *31* (June 1952) 283s—309s.
211. D. C. Buffum and L. D. Jaffe: Effect of Hardness on Temper Brittleness. *J. Metals*, *3* (July 1951).
212. A. E. Flanigan and T. Micleu: Relation of Preheating to Embrittlement and Microcracking in Mild Steel Welds. *Welding J.* (N. Y.), *32* (Feb. 1953) 99s—106s.
213. Otto Lisner: Determining Tendency toward Brittle-Fracture of Structural Steels in Notched-Tensile and Notched-Tensile-Impact Tests. *Arch. Eisenhüttenw.*, *24* (No. 1—2, Jan.—Feb. 1953) 27—42; in German.
214. D. C. Buffum and L. D. Jaffe: Effect of Strain Rate on Toughness of Temper-Brittle Steel. *Trans. A. S. M.*, *43* (1951) 644—648; discussion pp. 648—650.
215. J. W. Spretnak and Rudolph Speiser: Grain and Grain-Boundary Compositions: Mechanism of Temper Brittleness. *Trans. A. S. M.*, *43* (1951) 734—748; discussion pp. 748—758.
216. C. A. Zapffe and R. L. Phebus: Embrittlement of Stainless Steel by Steam in Heat Treating Atmospheres. *Trans. A. S. M.*, *43* (1951) 811—821; discussion, pp. 822—823.
217. E. J. Ripling and W. M. Baldwin, Jr.: Rheotropic Embrittlement of Steel. *Trans. A. S. M.*, *43* (1951) 778—805; discussion, pp. 806—810.
218. T. S. Robertson: Brittle Fracture of Mild Steel. *Engineer*, *192* (Aug. 31, 1951) 278—279.
219. Editorial. — Brittleness in Metals. Part I. Embrittlement of Deoxidized Copper by Bismuth. *Metal Ind.* (London), *70* (May 16, 1947) 361, 365.
220. Editorial. — Brittleness in Metals. Part III. Effect of Bismusth in Gold and Sulphur in Nickel. *Metal Ind.* (London), *70* (June 13, 1947) 439.
221. *Conference on Brittle Fracture in Steel*, publ. by the West of Scotland Iron and Steel Institute (1953) 145—406.
222. Pierre Lautent and Michel Eudier: Crystalline Interaction and the Brittleness of Metals. *Rev. mét.*, *47* (Aug. 1950) 582—587; discussion, pp. 587—588; in French.
223. W. Soete: Transverse Strength and Brittle Fracture. *Paper from "Conference in Brittle Fracture in Steel"*, West of Scotland Iron and Steel Institute (1953) 276—293; discussion, pp. 326—397.
224. A. J. Lena and M. E. Hawkes: 475 °C (885 °F) Embrittlement in Stainless Steels. *J. Metals*, *6* (May 1954) 607—615.
225. Carl A. Zapffe and F. E. Landgraf: Embrittling Effect of Steam on Stainless Steel at Elevated Temperatures. *Steel*, *128* (April 30, 1951) 54—57, 81—82.
226. James K. Stanley: The Embrittlement of Pure Iron in Wet and Dry Hydrogen. *A. S. M.*, Preprint No. 15 W (1951), 10 pages.
227. J. B. Seabrook, N. J. Grant and Dennis Carney: Hydrogen Embrittlement of SAE 1020 Steel. *J. Metals, 188, Trans.* (Nov. 1950) 1317.
228. S. R. Maloof: Some X-Ray Diffraction and Electron Microscope Observations on Temper-Brittle Steels. *A. S. M.* Preprint No. 22 (1951), 11 pages.
229. Paul Bastien and Pierre Amiot: Micrographic Structure of Steel and Brittleness due to Hydrogen. *Compt. Red.*, *238* (No. 23, June 9, 1954) 2238—2239; in French.
230. Gunnar Malmberg: Tentative Classification of Mild Steel with regard To Tendencies Toward Brittle Fracture. *Jernkontorets Ann.*, *138* (No. 6, 1954) 333—349; in Swedish.

231. J. D. Almen: Brittle Structural Failures with Emphasis on Welded Ships. *Product Eng., 24* (April 1953) 192—203.
232. E. Orowan, J. F. Nye, and W. J. Cairns: Notch Brittleness and Ductile Fracture in Metals. *Strength & Testing of Materials, 6, Part I, Teoretical Papers on Strength and Deformation* (1952) 127—176.
233. B. Jones and R. A. Owen-Barnett: The Strain Aging of Mild Steel. A Critical Investigation of the Aging of Mild-Steel Strip after Temper-Rolling. *J. Iron Steel Inst.* (London), *177* (June 1954) 209—220.
234. H. J. Seemann, D. Hartnagel and U. Hintzpeter: Existence of Carbide Precipitation During the Aging of Fe-C Alloys by Means of Optical and Electronic Micrographs. *Rev. mét., 50* (Feb. 1953) 95—104; discussion p. 104.
235. A. N. Morozov: *Hydrogen and Nitrogen in Steels*, Governmental Scientific-Technical Publishing House, Moscow (1950), 222 pages; in Russian.
236. Georges Blanc: The Influence of Gases on the Mechanical Properties and Imperviousness of Bronzes. Oxidizing or Reduction Fusion; Oxidizing Flux Treatment and Bubbling of Hydrogen, Nitrogen, and Dry or Moist Air. *Fonderie* (No. 99, April 1954) 3897—3909; in French.
237. Werner Gilde: Nitrogen in Basic Steel. *Chem.Tech.* (Berlin), *1* (Dec. 1949) 183—185; in German.
238. C. E. Ransley and H. Neufeld: Absorption of Hydrogen by Aluminum Attacked in Caustic Soda Solution. *Nature, 159* (May 24, 1947) 709—710.
239. Zh. L. Vert and I. P. Tverdovski: Dissolving and Adsorption of Hydrogen by Dispersed Palladium-Silver Alloys. *J. Phys. Chem. U. S. S. R., 28* (No. 2, Feb. 1954) 317—327; in Russian.
240. Theo. Bruggemann: The Penetration of Hydrogen into Steel. *Chem. Tech.* (Berlin), *1* (Dec. 1949) 178—182; in German.
241. J. D. Fast and M. B. Verrijp: Diffusion of Nitrogen in Iron. *Iron and Steel* (London), *27 Spec. Issue* (June 12, 1954) 313—314.
242. L. J. Dijkstra and R. J. Sladek: Effect of Alloying Elements on the Behavior of Nitrogen in Alpha Iron. *J. Metals, 5* (Jan. 1953).
243. E. C. Pigott: Hydrogen, Nitrogen and Oxygen in Ferrous Metals; their Properties and their Determination. Parts IV and V. *Metallurgia, 37* (Feb. 1948) 181—184; (March 1948) 263—266.
244. Simon Feigenbaum and George H. Enzian: Nitrogen in Steel. *Iron Age, 163* (June 30, 1949) 52—54.
245. J. E. Hurst and R. V. Riley: A Study of the Hydrogen, Oxygen and Nitrogen Contents of Foundry Pig Iron. *J. Iron Steel Inst.* (London), *159* (June 1948) 130—136.
246. I. G. Slater: Effect of Pickling on the Properties of Carbon Steel. *J. Iron Steel. Inst.* (London), *128* (1933) 237.
247. C. A. Zapffe and M. E. Haslem: Hydrogen Embrittlement in Nickel, Tin, and Lead Electroplating. *Plating, 37* (June 1950) 610—613.
248. C. Sykes, H. H. Burton and C. C. Gegg: Hydrogen in Steel Manufacture. *J. Iron Steel Inst.* (London), *156* (June 1947) 155—180.
249. S. C. Faddis: Effect of Nitrogen in Improving Physical Properties of Low Carbon Steel. *Open Hearth Steel, 32* (1949) 260—263; discussion p. 263.
250. Ralph Spagnola: Nitriding Critical Steel Parts. *Materials & Methods, 38* (Dec. 1953) 96—97.
251. K. T. Kurochkin, P. V. Geld and V. I. Javolskij: Solubility of Nitrogen in Iron-Chromium Alloys. *Henry Brutcher Translation No. 2963* (Altadena, Calif.), 8 pages.
252. C. F. P. Bevington, S. L. Martin and D. H. Mathews: The Absorption of Gases by Titanium and Zirconium. *Proc. 11th Intern. Congr. Pure Appl. Chem., (London), 1* (July 1947, publ. 1950) 3—16.
253. R. S. Busk and E. G. Bobalek: Hydrogen in Magnesium Alloys. *Metals Technol., 13 Tech. Publ. No. 2105* (Oct. 1946), 15 pages.
254. Paul Bastien and Pierre Azou: Effect of Hydrogen on the Deformation and Fracture of Iron and Steel in Simple Tension. *Proc. First World Met. Congr., A. S. M., 1951* (Publ. 1952) 535—552.
255. D. P. Smith, L. W. Eastwood, D. J. Carney and C. E. Sims: *Gases in Metals.* American Society for Metals, Cleveland (1953), 204 pages.
256. Paul Bastien: Diffusion of Gases in Metals. Case of the Iron-Hydrogen System. *Métaux & corrosion, 25* (Oct. 1950) 248—262; in French.
257. Paul Bastien and Pierre Azou: Effect of Hydrogen on the Characteristics of De-

formation and Rupture of Iron and Steel in Tension. *Rev. mét.*, *49* (Dec. 1952) 837—848; in French.
258. L. W. Eastwood and J. G. Kura: The Theory of Gases in Copper Base Alloys. *Foundry, 75* (June 1947) 82—83, 260—267.
259. Andrew McCance: Gases and Steel. *Engineering, 169* (June 30, 1950) 737—739.
260. E. K. Rideal and B. M. W. Trapnell: The Adsorption of Hydrogen by Tungsten and the Mechanism of the Para-hydrogen Conversion at Tungsten Surfaces. *J. chim. phys.*, *47* (Jan.—Feb. 1950) 126—138; discussion p. 138; in English.
261. Andrew McCance: Gases and Steel. *Foundry Trade J.*, *88* (June 8, 1950) 615—622, 625.
262. R. H. Greaves: Temper Brittleness. *Iron and Steel* (London), *20* (May 1947) 175—176.
263. P. A. Jacquet: Micrographic Detection of Temper Brittleness in Low-Alloy Steels. *Sheet Metal Inds.*, *27* (June 1950) 511—512.
264. S. L. Hoyt: Brittle Fracture. Symposium on Effect of Temperature on the Brittle Behavior of Metals with Particular Reference to Low Temperatures. *A. S. T. M.*, *Spec. Tech. Publ. No. 158* (1945) 133—143; discussion pp. 144—146.
265. Editorial. — Temper Brittleness in Alloy Steels. *Engineer, 183* (April 4, 1947) 286—287.
266. D. C. Buffum, L. D. Jaffe and W. P. Clancy: Effect of Carbon and Nitrogen on Temper Brittleness. *J. Metals, I. Section 3* (Aug. 1949).
267. F. Pobořil and V. Košelev: Temper Brittleness: some Results of Notched-Bar Impact and Explosion Tests. *Iron and Steel* (London), *21* (June 1948) 289—294; (July 1948) 319—333. Translated from *Hutnické Listy, 1* (Nov. 1946) 97—101; (Dec. 1946) 130—133; (Jan. 1947) 155—158.
268. G. N. J. Gilbert: Temper Embrittlement in Blackheart Malleable and Nodular Cast Irons. *Brit. Cast Iron Research Assoc. J. Research and Develop.*, *5* (April 1954) 249—263.
269. Auguste Clauss: Variation of Effect of Adsorbed Gases on Mechanical Strength of Metal Wires as a Function of their Diameter. *Compt. rend.*, *239* (No. 1, July 5, 1954) 25—27; in French.
270. W. A. Baker and A. P. C. Hallowes: The Elimination by Lithium of Bismuth Embrittlement in Deoxidized Coppers and Copper Alloys. *J. Inst. Metals, 75* (May 1949) 741—758.
271. T. S. Robertson and D. de M. Hunt: The Propagation of Brittle Fracture. "Paper from Conference on Brittle Fracture in Steel", West of Scotland Iron and Steel Institute (1953) 259—275; discussion pp. 326—397.
272. C. F. Tipper: Brittle Fracture in Mild-Steel Plates. Part II. *Engineering, 165* (June 11, 1948) 568—571; (June 18, 1948) 592—595; (June 25, 1948) 605—607.
273. C. L. M. Cottrell: Delayed Brittle Fracture of Alloy Steel at Low Stress Levels. *Nature, 170* (Dec. 20, 1952) 1079—1080.
274. N. G. Leide: The Brittle Fracture Problem from a Shipbuilder's Point of View. *Paper from "Conference on Brittle Fracture in Steel"*, West of Scotland Iron and Steel Institute (1953) 162—179; discussion pp. 326—397.
275. R. Weck: Experiments on Brittle Fracture of Steel Resulting from Residual Welding Stresses. *Welding Research, 6* (Aug. 1952) 70r—82r.
276. I. R. Harris and P. C. Varley: Factors Influencing Brittleness in Aluminium-Magnesium-Silicon Alloys. *J. Inst. Metals, 82* (April 1954) 379—393.
277. Eduard Houdremont and Hans Schrader: Embrittlement of High-Phosphorus Steels Upon Annealing. *Arch. Eisenhüttenw.*, *21* (March—April 1950) 97—104; in German.
278. L. W. C. Gaymans: Weldcracking and Blue-Brittleness. *Welding J.* (N. Y.), *29* (Dec. 1950) 623s—624s.
279. Editorial. — Brittle Fracture in Mild-Steel Plates. Part II. *Engineering, 165* (Feb. 27, 1948) 208—210; (March 5, 1948) 222—223.
280. J. D. Hobson and C. V. Sykes: Distribution of Hydrogen in Large Ingots and Forgings. *J. Iron Steel Inst.* (London), *170* (Feb. 1952) 118—122.
281. P. D. Frost, J. H. Jackson. A. C. Loonam and C. H. Lorig: The Effect of Sodium Contamination on Magnesium-Lithium Base Alloys. *J. Metals 3* (July 1951) 557—558.
282. Ulrich Engelbert: Aging of Steel and its Relationship to Oxygen and Nitrogen. *Australasian Engr.* (April 7, 1951) 73—79.

283. H. K. Hardy: The Ageing Characteristics of Binary Aluminium-Copper Alloys. *J. Inst. Metals, 79* (July 1951) 321—369.
284. D. N. Frey, J. W. Freeman and A. E. White: Fundamental Aging Effects Influencing High-Temperature Properties of Solution-Treated Inconel X. *Natl. Advisory Comm. Aeronaut. Tech. Note No. 2385* (June 1951), 71 pages.
285. A. Pomp: Fundamental Considerations on Annealing of Cold-Rolled Steel Strip. *Stahl u. Eisen, 73* (Jan. 29, 1953) 133—138; in German.
286. L. M. T. Hopkin and C. J. Thwaites: The Effect of Minor Additions on the Age-Hardening Properties of a High-Purity Lead-Antimony Alloy. *J. Inst. Metals, 81* (Jan. 1953) 255—260.

Doplňky literatury ke kapitole XII

Sestavili inž. B. a inž. T.

287. R. Šejnoha: Vlastnosti nové úsporné oceli 13 Mn Si Cr ke kalení a zušlechťování. Hutnické listy XVI (1961), č. 7, str. 477/483.
288. R. Šejnoha a F. Pavelka: Houževnatost ocelí Mn-Si-Cr. Hutnické listy XVI (1961), č. 3, str. 153/158.
289. J. Čadek: Vliv wolframu na sklon k popouštění křehkosti. Hutnické listy X (1955), č. 5, str. 285/293.
290. D. Tlustá a J. Skála: Možnosti výroby nestárnoucí hlubokotažné oceli. Hutník 8 (1958), č. 4, str. 118/122.
291. Křehkost za tepla odlitků mědi. Cvetnyje metaly, 1960, č. 2, str. 75/76; výtah: Hutník 10 (1960), č. 9, str. 373/374.
292. J. Dobrý: Vlastnosti uhlíkových a slitinových ocelí a ocelové litiny tvářených za nízkých a velmi nízkých teplot. Hutník 8 (1958), č. 6, str. 194/198.
293. D. Hrivňáková a J. Vrbenská: Akost hliníkového drótu liatého a válcovaného systémom Properzi. Hutník (1961), č. 9, str. 436/440.
294. J. Choleva a M. Žídek: Vliv doválcovacích teplot na vlastnost tlustých plechů po vyválcování a po normalisačním žíhání. Hutník 9 (1959), č. 1, str. 7/13.
295. A. Dvořák: Závady při moření oceli způsobené vodíkem. Hutník 6 (1956), č. 11, str. 337/341.
296. J. Vodseďálek: Louhové křehnutí oceli. Strojírenství 2 (1952), č. 9, str. 410/414.
297. J. Zbořil: Vliv záření na vlastnosti reaktorových materiálů. Strojírenství 6 (1956), č. 12, str. 854/859.
298. J. Kermes. Zkoušení feritických ocelí za nižších teplot. Strojírenství 5 (1955), č. 8, str. 598/665.
299. V. Kraus: O vývoji popouštěcí křehkosti. Praha, SVÚMT, Materiálový sborník 1960, I. část.
300. V. Kraus: Výzkum vlivu popouštěcích podmínek na mechanické vlastnosti. SVÚMT, 1956.
301. V. Kraus: Die Sprödigkeitsentwicklung beim Anlassen von Konstruktionstählen. Fertigungstechnik 1957, č. 8, str. 367.
302. G. Schewen, G. Sachs, K. Tong: Temper Brittleness. Proceedings ASTM 1957, 57, str. 682/697.
303. G. Lucas: Anlassversprödung bei unlegierten und niedriglegierten Werkzeugstählen mit etwa 1 % C. Materialprüf. 3 (1961), č. 11, str. 410/417.
304. Control of Steel Construction to avoid brittle failure. New York, Weld. research council, 1957, recense: Hutník 11 (1961), č. 1, str. 52.
305. A. N. Morozov: Vodík a dusík v oceli. Praha, SNTL, 1953.

Kapitola XIII

PŮVOD PRASKLIN A TRHLIN

I. ÚVOD

V technické praxi se často mluví o „prasklinách" (cracks) a „trhlinách" (fissures) ve stejném smyslu; obecnější je výraz „*necelistvost*", do něhož se zahrnují praskliny, trhliny, vměstky a jiné poruchy souvislosti kovové hmoty. Nastává-li při praskání povrchu kovu oddělování malých částic, označujeme tento děj jako odlupování.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Necelistvost je obecný název pro porušení souvislosti kovové hmoty a tvoří ji např. trhliny, vměstky, póry. V české terminologii se porušení kovu roztržením nebo



zvět. 150 ×

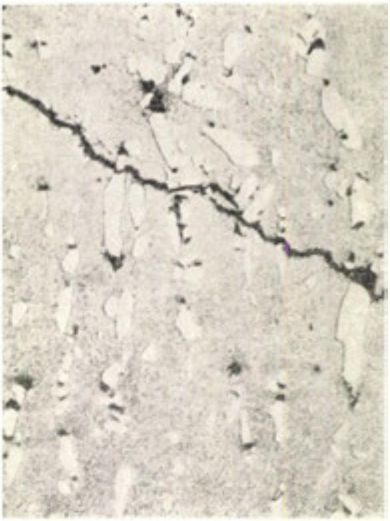
Obr. 202. Transkrystalická trhlina v austenitické oceli 18 % Cr, 8 % Ni, 3 % Mo vzniklá po 14denním vystavení etylchloridu *(Snímek Hodge a Millera)*



zvět. 55 ×

Obr. 203.

Trhlina v kotlovém plechu



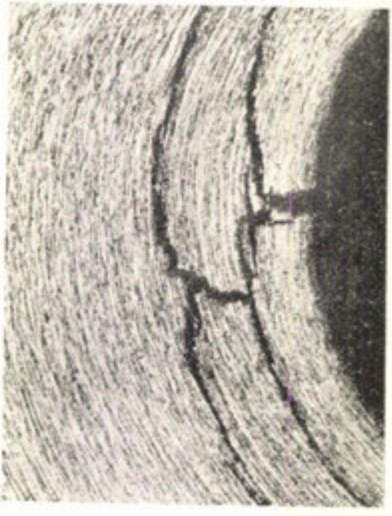
zvět. 400 ×

Obr. 204. Slitinová nástrojová ocel (12 % Cr, 2,25 % C)



zvět. 665 ×

Obr. 205. Wolframový drát



zvět. 65 ×

Obr. 206. Wolframový drát



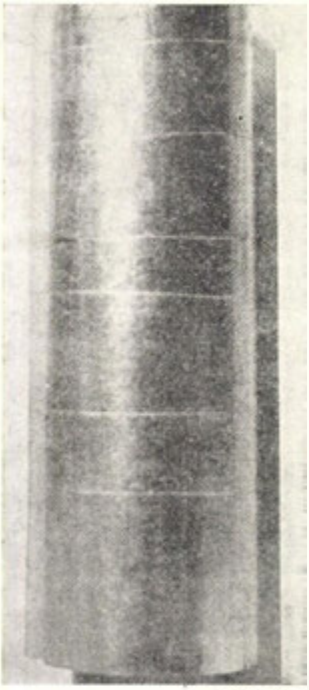
zvět. 65 ×

Obr. 207. Trhliny po kování

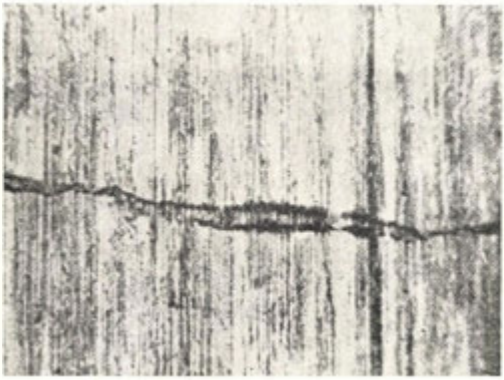
prasknutím běžně označuje jako trhlina. Ve slévárenství rozlišuje J. PŘIBYL pro ocelové odlitky [122] i A. PLEŠINGER pro šedou litinu [123] trhliny a praskliny, a to podle teploty vzniku. Podle jejich dělení vznikají *trhliny* (hot tears) za tepla a *praskliny* (cold cracks) za studena. V české odborné literatuře není však toto odlišení běžné a převládá termín trhlina pro porušení kovu ve všech fázích jeho výroby, zpracování



zvět. 65 ×
Obr. 208. Trhliny po kování



skut. vel.
Obr. 209. Kruhové trhliny v trnu



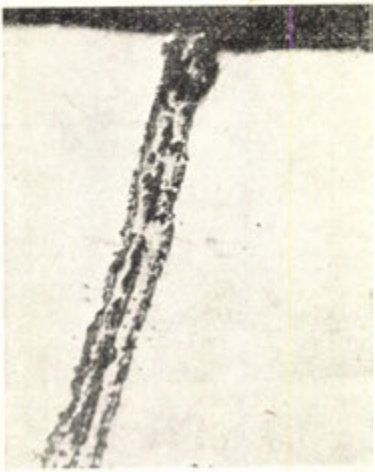
zvět. 130 ×
Obr. 210. Ocelový výkovek

i použití. Proto i v překladu této knihy se používá termínu trhlina bez zřetele k teplotě vzniku poruch. — (Konec doplňku)

*

V podstatě můžeme rozlišovat dva typy trhlinek: skutečně vyvinuté trhliny a zárodky trhlin. Zárodky trhlin nejsou zjistitelné ani mikroskopem, ale jejich přítomnost v kovu můžeme předpokládat na podkladě nepřímých důkazů. Zárodky trhlin jsou buď tak malé, že optickým mikroskopem nejsou rozlišitelné ani při největším zvětšení, nebo nejsou ještě rozevřeny.

Zkoumání příčin vzniku trhlin je důležité nejenom z vědeckého hlediska, ale také z praktických důvodů tehdy, je-li třeba zjistit odpovědnost za provozní poruchy nebo za vady zjištěné při kontrole kovových výrobků. Ke vzniku trhlin může přispět mnoho činitelů. Má-li se zjistit skutečná příčina porušení kovu, je třeba pozorně prozkoumat všechny okolnosti, které k němu mohly přispět. Může zde pomoci všeobecný popis vzhledu a původu trhlin.



zvět. 130 ×
Obr. 211. Trhlina v ocelovém trnu po válcování



zvět. 40 ×
Obr. 212. „Měsíčkovitá“ trhlina v přetaženém drátu



zvět. 1,3 ×
Obr. 213. Trhlina kosočtverečného průřezu v ocelové tyči (potrhaný střed)

Trhliny jsou buď transkrystalické nebo interkrystalické *(obr. 202* a *162*, str. 191*)*. Trhliny po kalení náleží obvykle k druhému typu, nemusí však být vždy interkrystalické. V mnoha případech postupuje trhlina jednak napříč zrny, jednak po hranicích zrn *(obr. 201)*, str. 225 a *obr. 234*, str. 249*)*. Je třeba povšimnout si jejich polohy a směru. Trhliny mohou být: a) kolmé k povrchu zlomené součásti *(obr. 141*, str. 169), nebo b) rovnoběžné s válcovaným povrchem, jako u tyčí a drátů tažených za studena *(obr. 184* a *185*, str. 213*)*, c) mohou s povrchem svírat ostrý úhel jako lomená trhlina na *obr. 100* (str. 109), d) mohou vycházet z povrchu, nebo e) mohou ležet zcela uvnitř kovu, např. vločky, *obr. 140* (str. 168). Konečně to mohou být f) vnitřní necelistvosti, jdoucí až k povrchu *(obr. 203)*.

Trhliny mohou probíhat: a) přímočaře, *obr. 185* (str. 213), b) častěji lomeně nebo klikatě *(obr. 204)*, c) mohou se větvit, což je velmi časté *(obr. 205)*, d) mohou být zakřivené *(obr. 206)*, e) paprskovité, např. trhliny po kování, vyskytující se někdy u oceli *(obr. 207* a *208)*, f) kruhové *(obr. 209)*, g) spirálové *(obr. 11*, str. 18), h) soustředné a i) zdvojené *(obr. 210)*.

Na příčném řezu můžeme rozlišit trhliny: a) s rovnoběžnými povrchy *(obr. 211)*, b) s povrchy sbíhavými *(obr. 220* str. 244*)*, c) půlměsícovité nebo s lomeným průřezem *(obr. 212* a *108*, str. 129*)*, d) s kosodélníkovým průřezem, vyskytující se v ocelových tyčích rozbitých při válcování a kování *(obr. 213)*.



zvět. 75 ×

Obr. 214. Trhlina v oceli vyplněná oxydy



zvět. 265 ×

Obr. 215. Trhlina v kotlovém plechu, který se porušil za provozu následkem louhového zkřehnutí

Vnitřní prostor trhliny může být: a) čistý, nevyplněný *(obr. 204*, str. 238*)*, b) vyplněný kysličníky *(obr. 214)*, c) vyplněný cizími látkami *(obr. 215)*.

Možné změny ve struktuře kovu v okolí trhlin: a) u oceli často nacházíme oduhličení *(obr. 216)*, b) u mosazí někdy odzinkování, c) ve struktuře mohou být deformační čáry *(obr. 217)*, nebo d) tvrdé globulární částice *(obr. 218)*.



zvět. 75 ×

Obr. 216. Trhlina v oceli s oduhličením okolní struktury

Těchto charakteristických znaků trhlin je třeba si všimnout při zkoumání porušeného kovu, protože mohou odhalit původní příčinu a mechanismus poruchy, který by jinak mohl uniknout našemu pozorování. Trhliny po kalení jsou většinou interkrystalické, ale u slitinových ocelí mohou být jak interkrystalické, tak transkrystalické, jako na *obr. 234* (str. 249), na němž sledují jehlice martensitu a rovněž hranice zrn. U některých ocelí byly nalezeny interkrystalické trhliny po kalení se zdvojeným obrysem. Vysvětlení těchto rozdílů je třeba hledat ve struktuře martensitu.

H. M. Howe se domnívá, že interkrystalické trhliny v oceli jsou do jisté míry patologické, kdežto transkrystalické jsou běžné.

Za normální teploty se zdá, že hranice zrn mají větší pevnost než zrna sama, ale za vysokých teplot je tomu naopak a pevnost spojení zrn se zdá být oslabena, takže



zvět. 265 ×

Obr. 217. Trhlina způsobená tvářením za studena



zvět. 250 ×

Obr. 218. Běžná elektrolytická měď tvářená za studena. Trhlina probíhá po globulárních kysličnících

trhliny často probíhají interkrystalicky. Z. JEFFRIES zavedl pojem ***ekvikohezní teploty***, tj. teploty, při níž pevnost krystalů a hranice zrn je stejná. Nad touto teplotou probíhá lom interkrystalicky, pod ní transkrystalicky. Podle Jeffriese souhlasí ekvikohezní teplota velmi přesně s teplotou rekrystalizace kovu.*)

Otevřené trhliny a praskliny, které vznikly před úplným lomem součásti, jsou obvykle okysličeny vzduchem a rovněž lomová plocha bývá pak pokryta kysličníky.

Jsou-li trhliny ve zlomené součásti rozloženy symetricky nebo leží-li na obvodě otvoru, jako na *obr. 196* až *198* (str. 223), je jisté, že vznikly vlivem pnutí nebo koroze za napětí. Poslední případ probereme v kapitole o korozi.

O různých typech lomů jsme vykládali v kapitole I. Jejich vzhled závisí na druhu kovu, rychlosti zatěžování a na některých dalších podmínkách. Mikromechanismus lomu popsal C. ZENER [1].

Doplněk inž. B. a inž. T.

Studiem mechanismu lomů se zabýval podrobně Z. KADEŘÁVEK, který uveřejnil několik prací z tohoto oboru [124] až [128]. Podstatě a příčinám lomů v oceli věnovali rovněž velkou pozornost V. KOŠELEV [129] až [131] a Z. EMINGER [132] až [134]. Košelev se zabýval soustavně rozdělením a názvoslovím lomů. K. STRÁNSKÝ uveřejnil práce [136], [137] o hodnocení litých ocelí podle lomů. Souvislosti mezi lomem oceli

*) Koncepce ekvikohezní teploty ztratila dnes význam. Vznik transkrystalických a interkrystalických lomů vysvětluje kvalitativně mnohem lépe dislokační teorie. Teplota přechodu od transkrystalického lomu k interkrystalickému rovněž není pro určitý kov nebo slitinu charakteristická, nýbrž může se měnit v širokých mezích podle rychlosti deformace. Obecně platí, že čím je deformace (creepová) pomalejší, tím je teplota přechodu k interkrystalickému lomu nižší. — Pozn. překl.

a jejími vlastnostmi je věnována řada prací (např. [138] až [142]). — (Konec doplňku)

*

II. OBVYKLÉ PŘÍČINY VZNIKU TRHLIN

a) Trhliny po kalení (*obr. 162*, str. 191) se často vyskytují u tepelně zpracovaných ocelí. Jsou způsobeny náhlými změnami objemu, tj. smršťováním při ochlazování a roztahováním při přeměně austenitu na martensit. Smršťování a roztahování není vyváženo, a tím vznikají v některých oblastech kalené ocelové součásti místní pnutí značné velikosti.

Rozdělení trhlin po kalení podle charakteru jejich příčin a vzhledu je v kapitole XI.

Z různých podmínek podporujících praskání při kalení jsou nejdůležitější tyto:

1. velký obsah některých prvků, např. uhlíku, který zvyšuje citlivost oceli na náhlé objemové změny a snižuje teplotu martensitické přeměny;
2. přehřátí oceli před zakalením;
3. nevhodný tvar kaleného předmětu s ostrými přechody a rohy.
4. kalení do příliš intenzívně působících kalicích prostředí, vody a vodných roztoků.

Nebezpečí vzniku trhlin při tepelném zpracování (kalení) lze omezit použitím stabilních ocelí, správným dodržováním teplot kalení, vhodnou konstrukcí součástí a nástrojů a volbou méně intenzívně působících kalicích lázní. O těchto podmínkách jsme v jistém rozsahu pojednali v kapitole XI.

V některých případech, požaduje-li se např. zakalení určité části zápustky na maximální tvrdost, kdežto zbývající části mají zůstat poměrně měkké, může být volba vhodné oceli obtížným problémem.

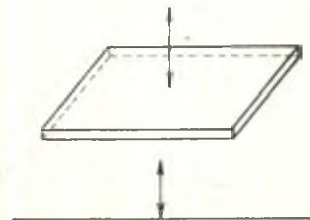
Při kalení oceli se objem nezvětšuje rovnoměrně ve všech směrech, ale největší roztažení vznikne obvykle ve směru kolmém k největšímu ochlazovanému povrchu. U plechů se např. zvětší tloušťka, kdežto délka a šířka se zmenší. U tyčí se obvykle zmenšuje délka. Na *obr. 219* je největší vzrůst rozměrů vyznačen šipkami.

Aby se zabránilo praskání několikabřitých nástrojů při kalení, doporučuje se omezit hloubku prokalení jen na zuby a ponechat nástroje ve vodní kalicí lázni pouze tak dlouho, než zmizí viditelné zabarvení, a pak dokončit ochlazování v oleji.

Trhliny po kalení probíhají obvykle interkrystalicky a nejsou nijak znečištěny, nebyla-li součást po kalení znovu ohřáta a trhliny se nezoxydovaly. Někdy probíhají trhliny v martensitu podél jehlic martensitu (*obr. 234*, str. 249) a ne interkrystalicky. Jindy vznikají zdvojené trhliny podél hranic zrn. Rozdíly zřejmě souvisí se strukturou martensitu.

Při volbě nástrojové oceli je nejdůležitější prokalitelnost. Je-li nástroj zhotoven z oceli s velkou prokalitelností, bývá namnoze křehký a snadno se může vysokým tlakem vylamovat. Je-li naproti tomu zhotoven z oceli s malou prokalitelností, mohou se pracovní povrchy nástroje působením vnějších tlaků zbortit.

b) Trhliny při popouštění jsou obvykle způsobeny příliš rychlým ohřevem zakalené oceli.

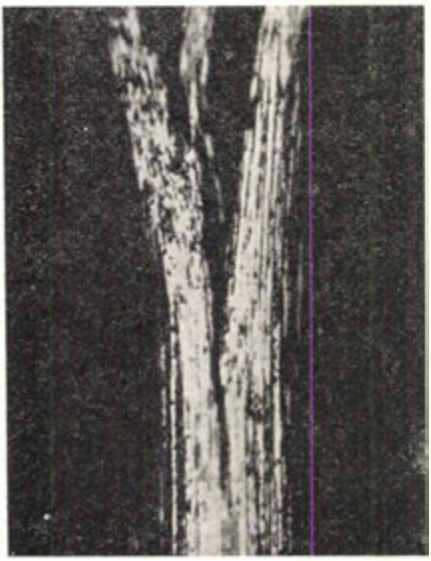


Obr. 219. Šipky ukazují směr největšího zvětšení rozměrů ocelových plechů a válcovitých tyčí při kalení

c) Při ohřevu vznikají trhliny při založení oceli do příliš vyhřáté pece. Bývají vyplněny kysličníky a jejich okolí je oduhličeno.

d) Trhliny v odlitcích zaviněné smršťováním vznikají při příliš rychlém ochlazování během tuhnutí roztaveného kovu.

U ocelových ingotů tuhnou a chladnou rychle rohy. Při postupujícím tuhnutí ingotu je vlivem smršťování tažen kov směrem k svislé ose ingotu, takže jeho stěny se prohýbají dovnitř. Protože ztuhlý kov v rozích ingotu se smršťuje méně než tuhnoucí kov v jiných místech, vzniká podélné tahové pnutí, které může způsobit vznik příčných trhlin v ingotech, které se vyskytují častěji u ingotů odlévaných do tlustostěnných kokil, v nichž se kov ochlazuje rychleji. Rovněž vysoké ingoty jsou náchylnější



zvět. 750 ×

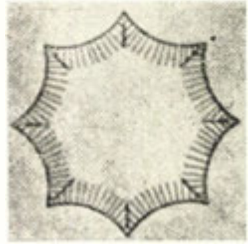
Obr. 220. Wolframový topný drát, prasklý podél vláken



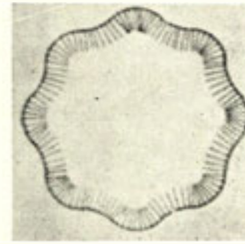
Obr. 221. Ocelový ingot potrhaný za tepla *(Podle W. J. Priestleye)*



Obr. 222. Roviny snížené pevnosti



Obr. 223. Roviny snížené pevnosti



Obr. 224. Žádné roviny snížené pevnosti *(Podle W. J. Priestleye)*

Příčný průřez kokil pro ocelové ingoty

k příčným trhlinám, protože podélné diferenciální smršťování ingotu probíhá na větší dráze, a proto je i pnutí větší. Proto nemá být výška ingotů větší než čtyřnásobek až pětinásobek jejich tloušťky. Délkové smrštění oceli dosahuje asi 2 %, objemové asi 6 %.

Má-li kokila drsný povrch, nemůže se kov volně smršťovat, a proto se příčné trhliny tvoří častěji.

Trhliny za horka *(obr. 221)* vznikají v ingotu následkem nevhodného tvaru kokil a chybným odléváním. Při lití ingotů do kokil čtvercového nebo obdélníkového průřezu *(obr. 222)* nebo do kokil průřezu podle *obr. 223* s ostrými hranami vzniknou v ingotu mezi dvěma soustavami sloupkovitých krystalů, rostoucích kolmo na stěny kokily, roviny snížené pevnosti. U kokily průřezu podle *obr. 224* se zaoblenými hranami tyto roviny se sníženou pevností nevzniknou.

Abychom dosáhli rovnoměrného rozložení přísadových prvků a stejnoměrné struktury, máme ocel odlévat co nejstudenější. Kov se před litím ochladí buď v peci, nebo v pánvi.

Vnitřní trhliny vznikající za horka v ocelových ingotech mohou být způsobeny prudkým nárazem na tuhnoucí ingot, nerovnoměrným prohříváním v hlubinné peci nebo při válcování v čtyřhranných kalibrech.

Trhliny v ingotech vznikají též v nečistých nebo vlhkých kokilách.

Doplněk inž. B. a inž. T.

J. Chvojka [144] dělí trhliny v ingotech uklidněné oceli podle příčin jejich vzniku na trhliny způsobené nesprávným postupem odlévání, trhliny způsobené vadami licí soupravy, trhliny způsobené vlivem vlastností oceli a trhliny způsobené nesprávným zacházením s ingoty po stažení kokily. Podává vysvětlení o příčinách jejich vzniku, o způsobu zjišťování a o možnostech jejich zamezení a odstranění. — (Konec doplňku)

*

Trhání hliníkových odlitků za tepla vzniká brzděním volného smršťování chladnoucího kovu, např. příliš pevnou formou nebo příliš komplikovaným tvarem odlitku s rozdílnými průřezy [68]. D. C. G. Lees [68] předpokládá, že hrubozrnný kov je náchylnější ke vzniku trhlin než jemnozrnný.

e) Vnitřní pnutí je často příčinou praskání kovů. Jeho vliv jsme popsali v kapitole VIII.

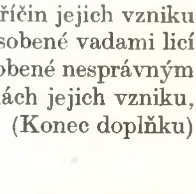
f) Příliš velká redukce při tváření kovů za studena vede k praskání rovnoběžně s vlákny *(obr. 220*, str. 244*)*.

g) Aby se zabránilo potrhání kovů při kování, musí mít buchar dostatečnou mohutnost, aby se protvářel celý průřez oceli. Pracujeme-li s nedostatečnou silou, tváří se povrchové vrstvy více než jádro. Vnitřní trhliny v pěchovaném ingotu z rychlořezné oceli *(obr. 225)* byly způsobeny nevhodným kováním [5].

h) Vznik vloček v oceli se vysvětluje nepatrnými tepelnými trhlinkami v kovu zkřehlém vlivem vodíku.

i) Povrchové trhlinky ve válcovaném kovu jsou často způsobeny vměstky s nízkou teplotou tání, např. u ocelí sirníkem železnatým (nebo fází obsahující sirník železnatý), olovem u mědi atd. Tuto vadu označujeme jako *lámavost za červeného žáru.*

Povrchové trhlinky jsou způsobovány také přeložkami nebo jinými povrchovými vadami vzniklými při tváření.



Obr. 225. Potrhaný střed výkovku z rychlořezné oceli

j) V ose ocelových tyčí nebo drátů nalézáme občas podélné, široce rozevřené trhliny kosodélníkového (diamantového) průřezu, tzv. potrhaný střed (*obr. 213*, str. 240). U tyčí nebo drátů tažených za studena nalézáme také příčné trhliny v ose tyče, mající obvykle půlměsícovitý tvar (*obr. 212*, str. 240), tzv. přetažené tyče a dráty. Tyto trhliny vznikají při válcování nebo tažení ocelí se značnou středovou segregací uhlíku a potrhání je způsobeno různou tvářitelností tvrdého jádra a měkčích povrchových vrstev tyče.

Podobné vady vznikají také při válcování s nesprávnou kalibrací nebo při kování nevhodnými úběry. Která z těchto příčin způsobila v jednotlivých případech vznik vady, ukáže studium mikrostruktury.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Trhliny vzniklé při tváření za tepla lze rozdělit na trhliny, jejichž původ je ve vadách ingotu, a na trhliny způsobené v průběhu válcování. K *prvnímu typu* patří trhliny vzniklé lámavostí za červeného žáru (viz kap. XII). Na výkovky a vývalky se přenášejí trhliny vzniklé v ingotech při tuhnutí, pokud nebyly před tvářením odstraněny. Nepravidelné povrchové trhliny na vývalcích mohou mít původ v přelité licí kůži nebo ve studeném svaru vytvořeném při lití na povrchu ingotu. Shluky podpovrchových vměstků v ingotu mohou způsobit vznik ojedinělých podélných trhlin; z podpovrchových bublin se tvoří při tváření větší množství jemných podélných trhlinek různé délky.

Do *druhé skupiny* patří jednak trhliny vzniklé nevhodným ohřevem před tvářením, jednak trhliny vzniklé při tváření. Při nadměrné rychlosti ohřevu nebo nerovnoměrném ohřevu vznikají tepelná pnutí, jejichž důsledkem jsou podélné trhliny zpravidla větší hloubky. Krátké příčné trhliny vznikají na povrchu tvářené oceli následkem přehřátí nebo spálení (viz kap. XI). Při válcování vznikají rovněž podélné povrchové trhliny zátlakem výronků nebo mělké dvojité trhlinky z tlakových vrásnění. Příčné středové trhliny se vyskytují při válcování s nedostatečnou hloubkou pro tváření, povrchové vrstvy se více prodlužují než středová oblast, v níž vznikají tahová pnutí, která mohou být příčinou trhlin měsíčkovitého tvaru.

Trhliny mohou vznikat také při tváření oceli s dvoufázovou



zvět. 50 ×

Obr. 226. Povrchové trhliny ve vývrtu hlavní

strukturou. Tento případ může nastat, je-li ocel tvářena za nevhodné teploty, avšak u některých ocelí se při tváření nelze vyhnout oblasti existence dvoufázové struktury. Jsou to např. dynamové oceli s obsahem křemíku větším než 1,8 %, které při obvyklém obsahu uhlíku mají při válcování vždy dvoufázovou strukturu ferit - austenit. Následkem rozdílných plastických vlastností obou fází jsou tyto oceli špatně tvárné a na rozhraní fází vznikají trhliny [155]. Obdobný případ byl zjištěn u poloferitické oceli se 17 % chrómu, která za tvářecích teplot má dvoufázovou strukturu ferit-austenit a je náchylná k tvorbě trhlin při válcování. Je-li uspořádání obou fází řádkovité, je náchylnost k trhlinám zvýšena. Sklon ke vzniku trhlin lze u této oceli odstranit nebo zmenšit zlepšením homogenity výchozí struktury [156].



zmenš. na 2/3

Obr. 227. Vysvětlení podle výkladu k obr. 226

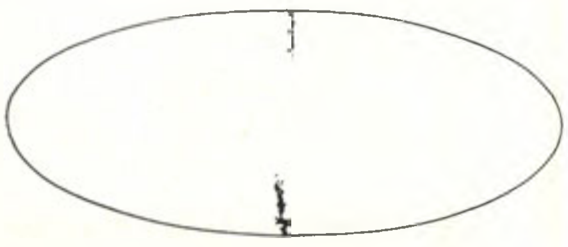
Jednou z méně obvyklých příčin vzniku povrchových trhlin při tváření oceli je zvětšený obsah mědi následkem její difúze k povrchu. Při ohřevu oceli v oxydační atmosféře se přednostně oxyduje železo, a tím se ještě obohacuje povrch oceli mědí. Měď je koncentrována převážně na hranicích zrn, kde probíhá přednostně difúze i oxydace. Při tvářecích teplotách se měď natavuje (vlivem přítomnosti nečistot při teplotách nižších, než je její bod tání — 1083 °C) a při válcování nebo kování vznikají povrchové interkrystalické trhliny. Možnost zamezení vzniku těchto trhlin záleží především ve zkrácení doby ohřevu v oxydační atmosféře nebo v použití redukční atmosféry u ocelí s obsahem mědi asi nad 0,25 % [157].

Podrobný popis některých trhlin ve válcované oceli a výkovcích, jejich příčiny a možnosti zamezení jsou uvedeny např. v [147 až 154]. — (Konec doplňku)

*

k) Při tažení tvrdých ocelových drátů s místním jednostranným oduhličením vznikají následkem nestejné pevnosti v tahu příčné trhliny v oduhličeném povrchu *(obr. 100*, str. 109*)*.

l) Při intenzívním tváření houževnatých kovů za studena nastává řádkovité uspořádání rozptýlených vměstků *(obr. 218*, str. 242*)*. Obsahuje-li kov větší množství tvrdých vměstků, vznikají v kovu souvislé řádky se sníženou pevností a v těchto místech má kov větší sklon k praskání.



Obr. 228. Trhliny v symetrických průřezech vzniklé tlaky při válcování

(Podle H. Brearleye)



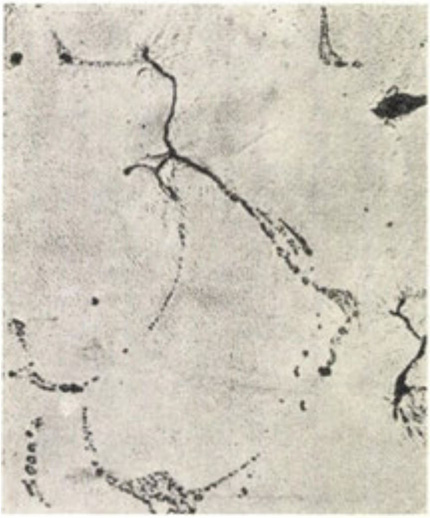
zvět. 37 ×
Obr. 229 Trhliny v okolí staženiny v litém bronzu

m) Trhliny na vnitřním povrchu dělových hlavní vznikají náhlými objemovými změnami při výstřelu, nejprve jako jemné rovnoběžné trhlinky, které se postupně rozšiřují a prohlubují pokračující erozí kovu při palbě *(obr. 226* a *227)*.

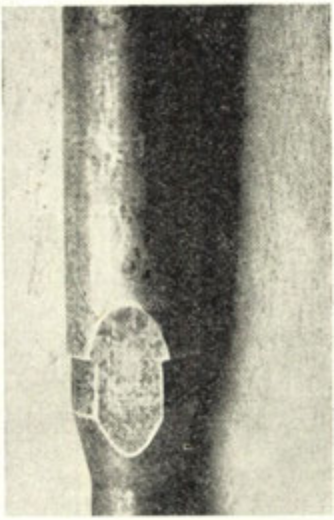
n) Trhliny vznikají často pro chybnou konstrukci součástí, např. nezaoblením přechodů v kritických průřezech.

o) Kov má v rovině styku čel sloupkovitých krystalů, rostoucích při tuhnutí kovu kolmo na stěny kokily, sníženou pevnost. V těchto rovinách pak snadno vznikají trhliny.

p) Při válcování symetrických průřezů mohou vzniknout následkem deformačního tlaku protilehlé povrchové trhliny na vývalku *(obr. 228)*.



zvět. 225 ×
Obr. 230. Běžná elektrolytická měď. „Trhliny", které vznikly ze smrštěných plynových bublin



zmenš. na 0,7
Obr. 231. Ocelový trn

q) Trhlinky při broušení vznikají intenzívním místním ohřevem zakalené oceli při suchém tření na brusném kotouči. Intenzívní chlazení vodou nebo olejem zabrání jejich vzniku.

r) Mezidendritické trhlinky bronzových odlitků *(obr. 229)* vznikají následkem smršťování kovu při tuhnutí.

s) Plynové bubliny v elektrolytické mědi vypadají někdy na mikrovýbrusu jako

trhlinky *(obr. 230)*. Změna tvaru plynových bublin je způsobena tlakem rostoucích krystalů.

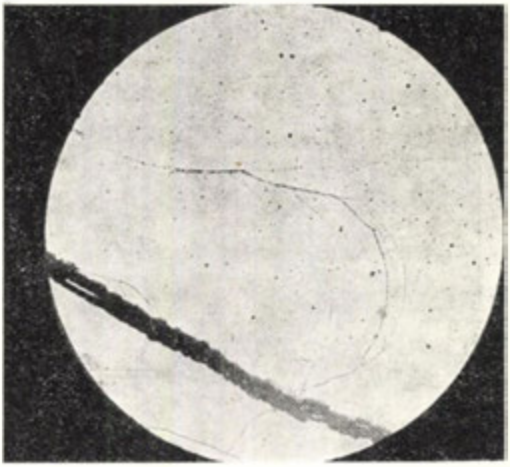
t) Trhlina na povrchu trnu *(obr. 231* a *232)* byla způsobena vyražením označení na součást z tvrdé oceli.

u) Trhlina ve válcovaném plechu ze slitiny zlata *(obr. 233)* byla způsobena naleptáním kovu se zbytkovým pnutím lučavkou královskou.

III. ZJIŠŤOVÁNÍ TRHLIN A PRASKLIN

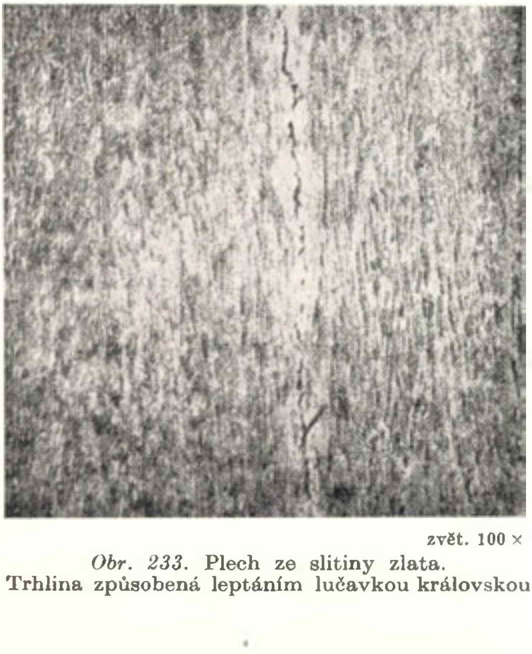
a) Jednou ze starých a osvědčených metod je rezonanční zkouška (nebo zvuková zkouška) používaná u vagónových kol. Při úderu kladiva na kolo lze podle zvuku zjistit, zda je zdravé nebo prasklé. Podobně se v USA zkoušejí stříbrné mince. Nevydává-li mince při dopadu na tvrdou podložku jasný tón, buď není pravá, nebo má prasklinu pocházející ze zdvojeniny ve stříbrném plechu, z něhož byla mince vyražena.

b) V laboratořích slouží k zjišťování trhlin a jiných necelistvostí v kovech velmi často magnetická



zvět. 34 ×

Obr. 232. Trhlina způsobená vyražením označení



zvět. 100 ×

Obr. 233. Plech ze slitiny zlata. Trhlina způsobená leptáním lučavkou královskou



zvět. 665 ×

Obr. 234. Trhliny po kalení ve slitinové oceli

zkouška, která odhalí i plynové bubliny a vměstky. Součást se zmagnetuje stejnosměrným nebo střídavým proudem a její povrch se popráší jemným paramagnetickým práškem, obvykle železným prachem nebo železnými pilinami. Místo poprášení se volí též postřik olejovou suspenzí prášku nebo ponoření součásti do olejové nebo vodní suspenze prášku. Stejnosměrný proud umožňuje citlivější indi-



zvět. 200 ×

Obr. 235. Trhlina v mosazné trubce. Místní koroze mezi oběma větvemi



zvět. 65 ×

Obr. 236. Trhlinka, která vznikla v pórovitém místě wolframové tyče

kaci, má-li však předmět velký průřez, pracuje se s usměrněným (pulsujícím) střídavým proudem, což je výhodnější vzhledem k většímu hloubkovému účinku. Místo magnetizace elektrickým proudem lze použít magnetizačního jha s trvalými magnety, např. ze slitiny alnico, což je výhodné zejména pro zkoušení svarů nebo na místech, kam nelze přivést elektrický proud.

Vystupují-li trhliny až na povrch součásti, vytvoří magnetický tok procházející součástí z okrajů trhliny póly magnetu, na nichž se zachytí magnetický prášek, čímž se trhlina stane viditelnou. Leží-li trhlina pod povrchem, záleží na její hloubce pod povrchem a směru. Leží-li trhlina v malé hloubce pod povrchem a je-li orientována napříč magnetického toku v součásti, dostaneme zřetelnou indikaci její přítomnosti. Je-li však rovnoběžná s magnetickými silovými čarami v součásti, nelze ji touto metodou zjistit. Jsou-li trhliny orientovány šikmo k magnetickému toku, intenzita indikace je menší [41].

Trhliny ležící ve větší hloubce pod povrchem, než do které pronikne magnetizace, nelze touto metodou zjistit.

Magnetickou zkouškou nelze odlišit trhliny od jiných necelistvostí (plynových bublin, vměstků), protože dávají stejnou indikaci. Používá-li se při zkoušce příliš

velké intenzity stejnosměrného proudu (nad 480 A na 1 cm průměru zkoušeného vzorku), může mít na indikaci vliv i průběh vláken v oceli [45].

Podrobné údaje o magnetických zkouškách jsou v pracích [41] až 45].

Doplněk překladatele

Magnetická zkouška je dnes běžnou provozní zkouškou namáhaných součástí, nejsou-li příliš rozměrné. Aby indikace nebyly závislé na orientaci trhlin k ose součásti, provádí se magnetizace jednak podélně tak, že upínací čelisti jsou vlastně póly elektromagnetu, jednak obvodově průchodem proudu součástí. Místo magnetizačního jha s permanentními magnety se pak volí dotykové hrotové elektrody. Tento způsob zkoušení nese s sebou určité nebezpečí vzniku trhlin v místě dotyku elektrody se zkoušenou součástí, protože při nedokonalém kontaktu nastává intenzívní místní ohřev a rychlé ochlazení okolním studeným kovem po přerušení proudu. — (Konec doplňku)

*

c) C. W. Burrows a F. P. Fahy z National Bureau of Standards [39] vypracovali metodu, která se hodí pro velké průřezy, u nichž je magnetická zkouška již málo citlivá. Při ní se výskyt trhlin zjišťuje zvýšením rozdílu potenciálu při posouvání zkušebních kontaktů po povrchu zkoušené součásti. Tato metoda na zkoušení velkých předmětů, např. rotorů, je jednoduchá, ale vyžaduje velkou pečlivost při provádění a opatrnost při interpretaci údajů galvanoměru, neboť změny obrysu součásti mohou mít vliv na jeho výchylku stejně jako vady.

d) Ke kontrole kovů slouží dnes velmi často rentgenografie (viz kap. III). Výhodou rentgenografie je široká oblast použitelnosti na součásti velmi rozmanitého tvaru. Kromě toho umožňuje fotografický záznam vady.

C. Croxson [46] uvádí, že rentgenografický snímek není spolehlivým vodítkem ke stanovení pravděpodobné hloubky vady pod povrchem a její šířky. Podle jeho názoru není gamagrafie jednoduchou a stejně účinnou náhražkou rentgenografie; hlavní význam má tato metoda pro zkoušení v polohách, které nejsou přístupné pro rentgenovou aparaturu.

e) Přístroj Sperry na zjišťování vad v kolejnicích jsme popsali již dříve (kap. X). Tato metoda je založena na změnách proudové hustoty v kovu v místech trhlin. Přístroj je namontován na železničním voze a pojíždí po kolejích.

f) Necelistvosti, které nelze zjistit magneticky nebo rentgenem, zjišťují se dnes ultrazvukovou metodou. Funkce ultrazvukových přístrojů záleží v ozvěnovém principu podobně jako u radaru. Tato metoda umožňuje zjišťovat vady ve velké hloubce pod povrchem (v oceli až 8 m). Popis ultrazvukových zkoušek je v práci [32], která se pokládá za příručku v tomto oboru; ultrazvuková metoda je rovněž předmětem článků [47] až [53], [55] až [57] a [59].

g) Povrchové trhliny lze zjistit metodou „Zyglo". Při této metodě se prohlíží povrch součásti politý fluoreskujícím penetrujícím roztokem v ultrafialovém světle.

h) G. Sachs a K. R. van Horn [8] popisují metodu na zjišťování trhlin v odlitcích. Odlitky se zahřívají 20 minut v oleji na 120 °C, jejich povrch se pak za horka očistí kartáčem a osuší. Potom se odlitky ponoří do vápenného mléka (roztok vápna ve vodě s přísadou 10% alkoholu), nebo se opískují. Odlitky se znovu zahřejí a olej, který pronikl do trhlin, vzlíná a vytvoří na povrchu tmavé skvrny.

i) Mikroskopická prohlídka může odhalit drobné trhlinky v počátečních stadiích jejich vzniku, což neumožňuje žádná jiná metoda. Pod mikroskopem rovněž zjistíme

podrobnosti struktury, které mohly přímo souviset se vznikem trhlin, např. vměstky, deformační čáry, oduhličení atd. Mikroskopický výzkum vyžaduje přípravu pečlivě vyleštěných povrchů a pro běžnou práci není praktické zhotovovat příliš mnoho výbrusů. Mikroskopická metoda se má proto volit jen na kontrolu jiných způsobů zjišťování trhlin.

Malé trhlinky na hranicích zrn se těžko odlišují od hranic samých, zvláště po hlubokém naleptání výbrusu. Máme-li podezření na trhlinky v kovu, musíme výbrusy raději méně leptat než přeleptat. Lehké odleptání je nutné k odstranění povrchové vrstvy výbrusu tvářené broušením a leštěním, které může zakrýt („zamazat") nejjemnější necelistvosti, jež pak uniknou pozorování.

Pro makroskopické pozorování trhlin je třeba povrch hluboko naleptat. U ocelí se doporučuje nejdříve leptat 5 až 10% nitalem (roztokem kyseliny dusičné v lihu). Je-li toto naleptání nedostatečné, provede se přeleptání 25 až 50% kyselinou dusičnou za studena. Hluboké leptání oceli kyselinou solnou nebo sírovou nelze doporučit, protože leptáním v silných kyselinách vzniknou hluboké rýhy, které mohou vypadat jako trhliny.

Zviditelňování trhlin leptáním je popsáno v práci [58].

Obecný popis metod na zjišťování trhlin v kovech je v pracích [37] až [40].

IV. VÝSKYT TRHLIN V OBCHODNÍCH VÝROBCÍCH

a) G. Sachs a K. R. van Horn rozlišují v odlitcích trhliny vzniklé smršťováním (kontrakční) a praskliny tepelným pnutím [8]. Zjistili, že křemíkové litiny typu duriron jsou zvlášť náchylné k praskání tepelným pnutím.

K. Singer a H. Benneck [16] popisují trhliny vzniklé smršťovacím pnutím v ocelových odlitcích. V povrchové vrstvě některých odlitků nalezli trhliny vyplněné kovem obohaceným uhlíkem, fosforem a sírou. Naznačuje to, že během tuhnutí pronikla tavenina do trhlin vzniklých ve ztuhlém povrchu. K zabránění vzniku trhlin doporučují autoři zpomalit ochlazování odlitků.

Další údaje o trhlinách v odlitcích a ingotech jsou obsaženy v literatuře [17], [18].

b) O praskání lodních a kotlových plechů pojednávají práce [19] až [21].

c) Trhliny ve válcované a tažené oceli jsou popsány v práci [18].

d) Praskáním zápustek a nástrojů se zabývá [23], [24] a [70].

e) Trhliny po kalení popisují práce [13] až [15].

f) O vzniku trhlin v součástech při tepelném zpracování pojednávají práce [25] a [26] a ASM Metals Handbook 1948, str. 415.

g) Trhliny ve výkovcích z rychlořezné oceli popisuje ASM Metals Handbook 1948, str. 414.

h) Trhliny v kolejnicích: viz kapitolu X této knihy.

i) Praskání svarů: [31], [54].

j) Trhliny způsobené korozí za napětí: [34] a [35].

k) Trhliny v neželezných kovech jsou předmětem těchto publikací:
v mosazi: ASM Metals Handbook 1948, str. 879;
v hliníkových odlitcích: [35];
v obloukových svarech hořčíkových slitin: [63];
ve slitinách olova: [65];

l) Trhliny v elektrolyticky pokovených kovech: [33].

m) Brusné trhliny: [60] a ASM Metals Handbook 1948, str. 416.

n) Eroze děl: [66].

V. ZÁBRANA VZNIKU TRHLIN A JEJICH ODSTRANĚNÍ

a) Opatření, která zabraňují vzniku trhlin při výrobních pochodech a tepelném zpracování, byla předmětem výkladů v kapitolách o vnitřním pnutí, vločkách, únavě a vadách tepelného zpracování. Z těchto opatření je nejdůležitější žíhání na odstranění pnutí a pomalé ochlazování (ve všech případech, kde je proveditelné).

b) Nebezpečí vzniku trhlin při kalení se zmenší použitím stupňovitého nebo přerušovaného kalení.

c) Jak jsme již vysvětlili, koncentrace napětí je často způsobena chybnou konstrukcí, např. nedostatečným zaoblením přechodů mezi silnými a slabými průřezy.

d) Aby se zabránilo škodlivému vlivu povrchových prasklin a trhlin v předvalcích a sochorech, prohlíží se jejich povrch a vady se před dalším válcováním vysekávají nebo vybrušují.

Klíč k seznamu literatury

LITERATURA KE KAPITOLE XIII

1. Clarence Zener: The Micro-Mechanism of Fracture, in *Fracturing of Metals*, publ. by the American Society for Metals, Cleveland (1947).
2. H. F. Moore and T. Ver: A Study of Slip Lines, Strain Lines and Cracks in Metals under Repeated Stress. *Univ. Illinois, Eng. Expt. Stat., Bull. No. 208; Univ. Illinois Bull., 27* (June 3, 1930).
3. C. H. Lorig and A. R. Elsea: Occurence of Intergranular Fracture in Cast Steels. *Trans. Am. Foundrymen's Soc., 55* (1947).
4. Frank R. Palmer: *Tool Steel Simplified*, The Carpenter Steel Co., Reading, Pa. (1937).
5. American Society for Metals. — *Metals Handbook* (1948). Grinding Cracks, p. 416; Cooling Cracks, p. 415; Hammer Burst in High Speed Steel and Cooling Cracks, p. 414; Cracks in Brass, p. 879.
6. P. W. Bridgman: The Effect of Hydrostatic Pressure on the Fracture of Brittle Substances. *J. Appl. Phys., 18* (Feb. 1947).
7. C. H. Desch: The Chemistry of Solids, Cornell University Press (1934).
8. George Sachs and Kent R. Van Horn. — *Practical Metallurgy*, 5th Printing, American Society for Metals, Cleveland (1948).
9. C. W. Briggs and R. A. Gezelius: Surface Cracking of Steel Castings During Pickling. *Metals & Alloys, 6* (1935); also *Trans. Am. Foundrymen's Assoc., 41* (1933); *42* (1934); *44* (1936).

10. J. Chauzy: Can Fissures be Foreseen? *Rev. mét., Mémoires, 30* (Dec. 1933).
11. H. Diergarten: Graded or Interrupted Hardening Avoid Cracks and Soft Centres in High Alloys. *Metal Progr., 22* (March 1933).
12. E. S. Jakovleva and M. V. Jakutovič: Origin of Cracks in Steel during Martensitic Transformation. *J. Tech. Phys.* (U. S. S. R.), *18* (Jan. 1948); in Russian.
13. E. S. Davenport, E. L. Roff and E. C. Bain: Cracks in Hardened Steel, Their Effects and Elimination. *Trans. A. S. M. 22* (No. 4, April 1934).
14. L. D. Jaffe and John H. Hollomon: Hardenability and Quench Cracking. *Metals Technol., 13* (Jan. 1946).
15. M. C. Udy and M. K. Barnett: A Laboratory Study of Quench Cracking in Cast Alloy Steels. *Trans. A. S. M., 38* (1947).
16. K. Singer and H. Bennek: Note on the Formation of Heat Cracks in Steel Castings. *Stahl u. Eisen, 51* (Jan. 15, 1931).
17. Fred M. Arnold: Intergranular Weakness in Cartridge Brass. *Metal Progr., 55* (Feb. 1949) 158—162.
18. A. A. Bočvar and S. A. Sviderskaja: Correlation of Shrinkage Cracks in Castings with the Composition of the Alloy. *Bull. acad. sci. U. S. S. R., Classe sci. tech.* (No. 3, 1947) 349—355.
19. A. Boodberg, H. E. Davis, E. R. Parker and G. E. Troxell: Causes of Cleavage Fracture in Ship Plates. *Welding J.* (N. Y.), *27* (1948) 186s—199s.
20. W. M. Wilson, R. A. Hechtman and W. H. Bruckner: Cleavage Fracture of Ship Plates as Influenced by Size Effect. *Welding J.* (N. Y.), *27* (1948) 200s—208s.
21. A. E. White and R. Schneidewind: Fractures in Boiler Metal. Classification of Cracks and Fractures. Review of Literature on Boiler-metal Failures. *A. S. M. E.*, Advance Paper (June 9—12, 1930); *Metals Technol.* (Dec. 1946).
22. W. Rosenhain and A. J. Murphy: Accelerated Cracking of Mild Steel (Boiler Plate) under Repeated Bending. *J. Iron Steel Inst.* (London), *123* (1931 I).
23. O. Pattermann: Coarse-grain Quenching Cracks in High Speed Tools and How to Avoid Them. *Stahl u. Eisen, 61* (No. 52, 1941).
24. B. Thomas: Reducing Spalling on Nitrided Dies. *Metallurgia, 13* (Nov. 1935).
25. E. Scheil: Formation of Fissures in Steel during Heat Treatment. *Arch. Eisenhüttenw., 8* (Jan. 1935).
26. H. P. Nielsen and R. L. Dowdell: Effect of Thermal Stresses on Austenite. *Trans. A. S. M., 22* (No. 9, Sep. 1934).
27. Axel Hultgren and B. Herlander: Hot Deformation Structures, Veining and Red-Shortness Cracks in Iron and Steel. *Metals Technol., 13* (Dec. 1946).
28. W. H. Swanger and G. F. Wohlgemuth: Loops in Wire-ends Easily Stressed beyond Safety. *Metal Progr.* (Aug. 1936).
29. H. H. Ashdown: Prevention of Flakes in Alloy Steels. *Metal Progr., 24* (Nov. 1933).
30. E. E. Thum: *The Book of Stainless Steels*, 2nd Ed., American Society for Metals, Cleveland (1935), 787 pages.
31. J. B. Johnson: A Study of Porosity in Metallic Arc Welding under Special Conditions. *Am. Welding Soc. J., 14* (No. 7, 1935) 10—14.
32. C. H. Desch, D. O. Sproule and W. J. Dawson: The Detection of Cracks in Steel by Means of Supersonic Waves. *Welding J.* (N. Y.), *26* (Jan. 1947).
33. K. B. Valentine: Stress Cracking of Electroplated Lockwashers. *Trans. A. S. M., 38* (1947).
34. James C. Hodge and John L. Miller: Stress Corrosion Cracking of the Austenitic Chromium-Nickel Steels and its Industrial Implications. *Trans. A. S. M., 28* (No. 1, March 1940)..
35. H. Rosenthal and A. L. Jamieson: Stress-corrosion Cracking of 70/30 Brass by Amines. *Metals Technol., 11* (No. 2, Feb. 1944).
36. Given Brewer and Herman Ihsen: Failure of Spring Loops by Stress Corrosion. *Metal Treatment, 12* (Winter 1946).
37. Benson Carlin: Locating Internal Defects. *Am. Gas. Assoc. Monthly, 29* (Sep. 1947).
38. A. J. Weston: Crack Detection. *Metal Ind.* (London), *72* (Feb. 6, 1948).
39. C. W. Burrows and F. P. Fahy: The Detection of Flaws in Metal Masses. *Engineering, 119* (May 29, 1925) 679.
40. H. Manley: Some Crack Detection Methods. *Metallurgia, 38* (July 1948).
41. R. R. Moore: Magnetic Particle Inspection. *Metals Handbook, A. S. M.*, Cleveland (1948) 145—149.

42. R. R. Moore: *Theory and Practice of Magnetic Particle Inspection*. U. S. Navy Dept., Bureau of Aeronautics.
43. *American Society for Testing Materials, Symposium on Magnetic Particle Inspection* (1945).
44. F. B. Doane: *Principles of Magnaflux Inspection*, 2nd Ed., Magnaflux Corporation, Chicago (1942).
45. Harry B. Pulsifer: *Inspection of Metals*, 7th Reprint, American Society for Metals, Cleveland (1953).
46. C. Croxson: The Detection of Cracks by X-Rays and Gamma Rays. *Electronic Eng., 20* (April 1948) 106—111.
47. D. O. Sproule: Detection of Deep Flaws in Metals by Supersonic Waves. *Machinist* (Brit. Ed.), *89* (1945).
48. John H. Jupe: Crack Detector for Production Testing. *Electronics, 18* (No. 10, Oct. 1945) 114—115.
49. Benson Carlin: Supersonic Wave Penetration into Materials. *Product. Eng., 18* (Oct. 1947).
50. Donald C. Erdman: Supersonic Flaw Detectors. *Elec. Eng., 67* (Feb. 1948).
51. Editorial. — Supersonic Flaw Detector. *Electronics, 19* (Dec. 1946).
52. Floyd A. Firestone: Supersonic Testing. *Metals Handbook, A. S. M.*, Cleveland (1948) 157—158 Literature.
53. John G. Smack: Supersonic Testing Detects Flaws in Metal Ten Feet Deep. *Industry and Power, 52* (June 1947).
54. S. L. Hoyt, C. E. Sims and H. M. Banta: Metallurgical Factors of Underbead Cracking. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 1847* (1945).
55. James C. Hartley: Ultrasonics in the Heavy Forgings Industry. *A. S. T. M., Symposium on Ultrasonic Testing* (1951) 72—83.
56. G. W. Dice: Location of Internal Defects by Supersonics. *Instruments, 19* (Dec. 1946).
57. E. O. Dixon: Supersonic Methods of Metal Inspection, in *Electronic Methods of Inspection of Metals*, publ. by the American Society for Metals, Cleveland (1947), pp. 71—96.
58. J. P. Gill and H. G. Johnstin: An Interpretation of the Deep Acid Etch Test as Applied to Tool Steels. *Trans. A. S. S. T.* (April 1933).
59. J. J. Pierce: Ultramodern Supersonics and X-Rays. *Metal Progr., 56* (July 1949).
60. Adam M. Steever: Grinding Cracks. *Metal Progr.* (May 27, 1935).
61. Geo. Sachs, Geo. Espey and G. B. Kasik: Circular Bulging of Aluminum Alloy Sheet at Room and Elevated Temperatures. *Trans. A. S. M. E., 68* (Feb. 1946).
62. Editorial. — Hot Tearing of Aluminum Castings. *Iron Age, 163* (Feb. 24, 1949).
63. P. F. George: Eliminating Cracking in Magnesium Arc Welds. *Welding J.* (N. Y.). *27* (June 1948).
64. B. Price and Ralph W. Bailey: Bismuth — Its Effect on Working Properties of Brasses. *Metals Technol.* (June 1942).
65. Lawrence Ferguson: Fatigue Cracking of Coated Lead Alloys. *Materials & Methods, 23* (Feb. 1946).
66. Earl Ingerson: Testing Gun Steel and other Alloys and Metals for Resistance to Surface Cracking. *Metals Technol.; A. I. M. E., Tech. Publ. No. 2223* (Aug. 1947).
67. E. Saibel: Speed of Propagation of Fracture Cracks, in *Fracturing of Metals*, publ. by the American Society for Metals, Cleveland (1947).
68. D. C. G. Lees: The Hot-Tearing Tendency of Aluminum Casting Alloys. *J. Inst. Metals* (May 1946).
69. C. W. Briggs: Hot Tear Formation in Steel Castings. *Inst. Brit. Foundrymen, 40th Annual Conference*, Paper No. 774 (June 1943).
70. W. Haufe: Eliminating Cracking in Heavy Forging Dies. *Iron Age, 153* (May 18, 1944).
71. *The Tool Steel Trouble-Shooter*, pract. handbook, publ. by Bethlehem Steel Co., Bethlehem, Pa. (1952).
72. A. W. Steinberger, B. J. De-Simone and J. Stoop: Crack Sensitivity of Aircraft Steels. *Welding J.* (N. Y.), *29* (Sep. 1950) 752—764.
73. Jay Bland: Discussion of above paper. *Welding J.* (N. Y.), *29* (Dec. 1950) 1068 — 1069.
74. Jozef Gorecki: Formation of Cracks in Rails, *Hutnik, 21* (No. 2, Feb. 1950) 35—40; in Polish.

75. Martin B. Graham: Inspection of Crane Hooks by the Magnetic Particle Method. *Non-Destructive Testing, 9* (Fall 1950) 9—10.
76. Donald Taylor: Crack Detection — Utility and Limitations of the Magnetic Method. *Automobile Engr., 36* (July 1946) 319—321.
77. Editorial. — Crack Detection. — *Iron and Steel* (London), *18* (Dec. 1945) 634.
78. R. Brown: Flaw Detection with Supersonic Waves. *Can. Metals., 13* (Dec. 1950) 24—25, 29.
79. D. M. Kelman: Nondestructive Flaw Detection. *Westinghouse Engr., 9* (July 1949) 115—118.
80. D. W. White: A. Mechanical Test for Detecting Longitudinal Fissures in Fine Wires. *Metal Progr., 54* (Dec. 1948) 837—841.
81. K. B. Valentine: Stress Cracking of Electroplated Lockwashers. *Trans. A. S. M., 38* (1947) 488—494; discussion pp. 494—504.
82. G. A. Geach: Formation of Hair Line Cracks by Hydrogen Introduced into Steel by Electrolysis. *Research* (London), *3* (Feb. 1950) 98.
83. F. Richter: Causes and Ways of Minimizing Casting Flaws in Zinc Pressure Die Castings. *Giesserei, 39* (Nov. 27, 1952) 625—630; in German.
84. C. D. Weir: Recent Research on Caustic Cracking in Boilers. *Trans. Inst. Engrs. Shipbuilders Scot., 92* (Jan. 1949) 165—191; discussion pp. 191—192.
85. Editorial. — The Cracking of Boilers. *Railway Mech. Engr., 121* (Nov. 1947) 642—645.
86. Siegfried Berg: Cracks in Pipe Bends. *Brennstoff-Wärme-Kraft, 4* (Dec. 1952) 413—415; in German.
87. Master Boiler Makers' Association. — What Can Be Recommended to Overcome the Cracking of Boiler Shells at the Riveted Seams and Other Places, which Develop in Our Present Day Steam Locomotive Boilers. *Master Boiler Makers' Assoc., Offic. Proc. Annual Meeting* (1947) 235—249; discussion, pp. 249—258.
88. American Society for Metals, Sub-committee on Tool Steel. — Physical and Mechanical Testing of Tool Steels, *Metals Handbook* (1948) 412—422.
89. J. A. Kies, A. M. Sullivan and G. R. Irwin: Interpretation of Fracture Markings. *J. Appl. Phys., 21* (July 1950) 716—720.
90. Raymond S. Stewart and Stephen F. Urban: Influence of Carbide-Forming Elements on Underbead Cracking of Low Alloy Steel. *Trans. A. S. M., 42* (1950) 653—665.
91. Editorial. — Intercrystalline Failures During Creep. II. *Metal Ind.* (London), *84* (June 25, 1954) 554.
92. J. R. Low, Jr. and R. G. Feustel: Intercrystalline Fracture and Twinning of Iron at Low Temperatures. *Acta Metallurgica, 1* (March 1953) 185—192; in English.
93. Yoshio Kaneda: Season Cracking of Manganese Brass Propellers. *Proc. First World Met. Congr., Am. Soc. Metals* (1951, publ. 1952) 637—644.
94. H. Koch and K. Nagel: Cracking of Aluminum Alloy Welds. *Schweissen u. Schneiden, 4* (Oct. 1952) 347—356.
95. A. A. Berk: Caustic Cracking in Steam Boilers. *Chemistry & Industry* (April 18, 1953) 360—364.
96. J. H. Chapman: New Quenching Methods Avoid Cracking- Improve Performance. *Metal Treating, 2* (May—June 1951) 4—5.
97. R. D. Kodis and R. Shaw: Crawler Detects Gun-Barrel Cracks. *Electronics, 24* (Sep. 1951) 92—95.
98. Pierre Nicolas: Cracks or Fissures in Stove Castings. *Fonderie, No. 85* (Feb. 1953) 3313—3316; in French.
99. Harold A. Knight: Shot-Peening of Nonferrous Metals. *Materials & Methods, 26* (Nov. 1947) 83—86.
100. L. P. Tarasov: Detection, Causes and Prevention of Injury in Ground Surfaces. *Trans. A. S. M., 36* (1946) 389.
101. M. C. Udy and M. K. Barnett: A Laboratory Study of Quenched Cracking Cast Alloy Steels. *Trans. A. S. M., 38* (1947) 471—485; discussion pp. 485—487.
102. R. Ankers: Shot-Peening Equipment. *Machinery* (London), *72* (March 25, 1948) 400—401.
103. Cyril Wells, C. F. Sawyer, I. Broverman and R. F. Mehl: A Quench Cracking Susceptibility Test for Hollow Cylinders. *Trans. A. S. M., 42* (1950) 206—231; discussion pp. 231—232.

104. V. A. Pavlov and M. V. Jakutovič: Formation and Expansion of Cracks in Hardened Steel having a Heterophase Structure. *J. Tech. Phys.* (U. S. S. R.), *19* (April 1949) 465—470; in Russian.
105. J. W. Spretnak and Cyril Wells: An Engineering Analysis of the Problem of Quench Cracking in Steel. *Trans. A. S. M.*, *42* (1950) 233—266; discussion pp. 266—269.
106. Cyril Wells: Quench Crack in Wrought Steel Tubes. *Metal Progr.*, *65* (May 1954) 113—121.
107. J. W. Spretnak and C. C. Busby: Pre-Bore Quench for Hollow Cylinders. *Trans. A. S. M.*, *42* (1950), 270—279; discussion pp. 280—282.
108. Wilhelm Rädeker: Cracking of Low Alloy Steels. Caused by Abrupt Temperature Changes. *Stahl u. Eisen*, *74* (No. 15, July 15, 1954) 929—941; discussion pp. 941—943; in German.
109. C. J. Boyle, C. D. Moriarty and B. R. Seguin: Thermal Cracks in Turbine and Generator Rotor Forgings. *Mech. Eng.* ,*72* (July 1950) 559—566.
110. H. R. Wetenkamp: Thermal Checking of Wrought-Steel Railway Wheel Material. *Trans. A. S. M. E.*, *76* (May 1954) 649—654.
111. F. D. Rowe and J. B. Dance: Transmission of Cracks from Plate to Underlying Metal. *Metal Progr.*, *53* (April 1948) 537—538.
112. G. B. Young: *Magnetic Crack-Detection*, Mapleton House Publishers.
113. Harry R. Wetenkamp, Omar M. Sidebottom and Herman J. Schrader: The Effect of Brake Shoe Action on Thermal Cracking and on Failure of Wrought Steel Railway Car Wheels. *Univ. Illinois Bull.*, *47* (June 1950), 104 pages.
114. C. D. Moriarty: Ultrasonic Flaw Detection in Pipes by Means of Shear Waves. *Trans. A. S. M. E.*, *73* (April 1951) 225—229; discussion pp. 229—235.
115. H. J. Sharp: Aluminium Pressure Die Castings Dies. Their Failure by Surface Cracking. *Metal Ind.* (London), *82* (Feb. 20, 1953) 141—143; (Feb. 27, 1953) 164—166; March 6 (1953) 181—184.
116. James C. Hartley: Ultrasonics in the Heavy Forgings Industry. *A. S. T. M., Symposium on Ultrasonic Testing* (1951) 72—83.
117. L. D. Jaffe, E. L. Reed and H. C. Mann: Discontinuous Crack Propagation. *J. Metals, 1*, Section 3 (Aug. 1949) 526.
118. D. R. Hull, H. F. Silliman and E. W. Palmer: Effect of Antimony on Some Properties of 70—30 Brass. *A. I. M. E., Inst. Metals Div.*, Tech. Publ. *No. 1552* (1943).
119. Friedrich Förster et al.: Theoretical and Experimental Basis of the Non-Destructive Testing of Materials with the Eddy-Current Process; The Magneto-Inductive Testing of Cracks in Steel. *Z. Metallkunde, 45* (No. 4, April 1954) 166—199; in German.
120. Albert Keil and Carl-Ludwig Meyer: Non-Destructive Tests of Cracks of Tungsten Rods by the Eddy-Current Method. *Z. Metallkunde. 45* (No. 4, April 1954) 194 to 196; in German.
121. H. R. Copson: The Influence of Corrosion on the Cracking of Pressure Vessels. *Welding J.* (N. Y.), *32* (Feb. 1953) 75s—91s.

Doplňky literatury ke kapitole XIII

Sestavili inž. B. a inž. T.

122. J. Přibyl: Vady ocelových odlitků. Praha, SNTL, 1956.
123. A. Plešinger: Vady odlitků ze šedé litiny. Praha, Průmyslové vydavatelství, 1952.
124. V. Zedník, Z. Kadeřávek: Mechanismus lomu v perlitu. Hutnické listy VI (1951), č. 5, str. 211/220.
125. V. Zedník, Z. Kadeřávek: Praktické použití fraktografie k hodnocení nízkouhlíkové oceli. Hutnické listy V (1950), č. 2, str. 45/51.
126. Z. Kadeřávek: Mechanismus lomu nízkouhlíkových ocelí. Hutnické listy VII, (1952), č. 7, str. 338/344.
127. Z. Kadeřávek: Mechanismus lomu v litinách. Hutnické listy VIII (1953), č. 4, str. 171/174.
128. Z. Kadeřávek: Příklady mezikrystalických lomů oceli. Hutnické listy IX (1954), (1954), č. 10, str. 578/593.
129. V. Koševel: O podstatě a příčinách hrubozrnných mezikrystalických lomů u některých legovaných ocelí. Hutnické listy V (1955), č. 8, str. 309/317.

130. V. Koševev: O podstatě a příčinách některých lomů oceli. Hutnické listy VI (1951), č. 3 a 4, str. 106/110 a 165/179. Diskusní příspěvky ibid. č. 9, str. 440/441 a odpověd č. 9, str. 441/442.
131. V. Koševev: Lomy ocelí, jejich vznik a rozdělení. Hutník 10 (1960), č. 11, str. 425/447.
132. Z. Eminger: Výsledky studia příčin vzniku lasturových lomů niklvanadové oceli. Hutnické listy IX (1954), č. 4, str. 203/218.
133. Z. Eminger: Příspěvek k otázce výskytu lasturových lomů. Hutnické listy XIII (1958), č. 12, str. 1141/1152.
134. Z. Eminger: Příspěvek k otázce lasturových lomů. Práce čs. hutn. výzk. 1958, str. 237/248, Praha-MHD.
135. V. Zedník: Mezikrystalické lomy lité oceli. Ostrava, Sborník věd. prací VŠB 1 (1949), str. 3.
136. K. Stránský: Příspěvek k hodnocení oceli na odlitky podle lomu trhacích zkoušek. Slévárenství VIII (1960), č. 4, str. 114/118.
137. K. Stránský: Příspěvek k fraktografickému hodnocení litých ocelí. Slévárenství IX (1961), č. 5, str. 164/168.
138. A. Kalivoda: Břidličnatý lom ocelí. Hutník 10 (1960), č. 4, str. 144/147.
139. J. Elfmark a O. Šeděnka: Vznik kamenitého lomu při přehřátí oceli. Hutnické listy XVI (1961), č. 8, str. 546/552.
140. V. Koudela: Příspěvek k otázce vlivu tzv. lomu „f" na mechanické vlastnosti velkých výkovků. Hutnické listy XIII (1958), č. 8, str. 687/691.
141. V. Komárek: Korelace mezi vrubovou houževnatostí a plochou křehkého lomu. Hutnické listy XIV (1959), č. 9, str. 753/758.
142. P. Fremunt: Kamenitý lom. Slévárenství 10 (1962), č. 6, str. 201/213.
143. L. A. Oding: Zjišťování příčin lomu podle struktury a tvaru. Praha, Prům. vydavatelství, 1951.
144. J. Chvojka: Trhliny na ingotech z uklidněné oceli. Hutník 9 (1959), č. 5, str. 155/160.
145. A. Děkanovský: Jak odlévat ocel — spodem či horem? Hutník 4 (1954), č. 9, str. 283/285.
146. A. Děkanovský: Jak odlévat ocel do kokil. Hutník 7 (1957) č. 8, str. 259/266.
147. O. Pejčoch: Vliv kalibračních faktorů válců děrovacích stolic na průběh tváření a výskyt vad při výrobě trubek. Hutnické listy XV (1960), č. 2, str.157/166.
148. O. Pejčoch: Vady při výrobě bezešvých trubek a příčiny jejich vzniku. Hutník 10 (1960), č. 1, str. 13/20.
149. O. Pejčoch a M. Žídek: Vady kruhových sochorů pro válcování bezešvých trubek a příčiny jejich vzniku. Hutník XI (1961), č. 2, str. 59/74.
150. S. Burda a M. Bakala: Průmyslové využití poznatků o vzniku vnitřních trhlin u velkých výkovků. Hutnické listy XIII (1958), č. 9, str. 786/795.
151. V. Koševev a S. Burda: Vnitřní trhliny ve výkovcích. Hutník 12 (1962), č. 4, str. 180/184 a č. 5, str. 230/234.
152. V. Koševev a S. Burda: Vnitřní trhliny ve výkovcích. Hutník 12 (1962), č. 4, str. 180/184 a č. 5, str. 230/234.
153. S. Burda a K. Paul: Vady výkovků kovaných z ingotů. Praha, Práce.
154. R. Suchopárek: Kování rychlořezných ocelí. Hutník 6 (1956), č. 10, str. 304/308.
155. J. Telecký: Tvárnost křemíkových ocelí za tepla. Hutník 9 (1959), č. 4, str. 121/126.
156. M. Zezulová a L. Koutník: Příspěvek k otázce sklonu trhlin při válcování poloferitické chromové oceli. Hutnické listy XIII (1958), č. 5, str. 412/418.
157. J. Koutský, V. Pechman, V. Paur: Vliv malých příměsí mědi na výskyt povrchových trhlin u výkovků z oceli 11 600. Hutník 11 (1961), č. 7, str. 323/327.
158. T. Myslivec, J. Choleva: K otázce výskytu necelistvostí a dvojitosti u kotlových a konstrukčních ocelí. Hutník 5 (1955), č. 9, str. 263/267.
159. J. Koutský, F. Jandoš: Vady při výrobě nástrojů z rychlořezné oceli. Hutník 11 (1961), č. 11, str. 563/541.
160. F. Hoffmann: Jak se vyrábějí kované válce. Hutník 2 (1952) č. 2, str. 66/68.
161. V. Koševev, S. Burda: Dendritická segregace a její vliv na vznik vad v oceli. Hutník 11 (1961), č. 6, str. 268/276.
162. J. Teindl, M. Velkoborský: Příčiny praskání tenkého pocínovaného plechu při obrubování plechovek. Hutník 9 (1959), č. 5, str. 160/162.
163. B. Otta, J. Teindl: Zkoušení hlubokotažné oceli krutem. Hutník 10 (1960), č. 1, str. 10/13.
164. E. Siebel, H. Beisswänger: Hluboké tažení. Praha, SNTL, 1958.

165. S. A. Valijev: Některé otázky anizotropie hlubokotažného plechu. Strojírenství 10 (1960), č. 11, str. 842/846.
166. B. Otta: Příspěvek k poznatkům o vnitřní soudržnosti hlubokotažné oceli. Hutník 6 (1956), č. 5, str. 133/135.
167. B. Otta, J. Teindl: Vliv válcování na odolnost ocelového plechu proti trhlinám při lisování. Hutnické listy XII (1957), č. 6, str. 515/517.
168. F. Havlíček, M. Onderka, V. Rohlena: Sledování změn struktury a mechanických vlastností materiálu ocelářských kokil při provozu. Hutník 11 (1961), č. 10, str. 480/483.
169. J. Majkus: Opaly a brusné trhliny. Strojírenství 4 (1954), č. 10, str. 757/759.
170. V. Dufek: Příspěvek k fraktografii slinutých karbidů. Strojírenství 7 (1957), č. 9, str. 686/687.
171. J. Vrtěl: Předehřívání při svařování oceli pro vysoké teploty a tlaky. Strojírenství 5 (1955), č. 7, str. 518/528.
172. L. Duben: Defektoskop ocelových drátů. Strojírenství 12 (1962), č. 1, str. 61/64.
173. G. I. Talakvadze: Rozrušování oceli při velkých řezných rychlostech. Vestn. Mašinostrojenija 9 (1959), č. 9, Výtah: Strojírenství 3 (1953), č. 4, str. 275/277.
174. Z. Eminger a V. Koševev: Lité nástroje. Praha, SNTL, 1953.
175. J. Teindl: Slévání z odpadů nebo z čistých kovů? Hutník 3 (1953), č. 6, str. 123/125.
176. Z. Bembenek a M. Foltýn: Namáhání ocelí děrovacích trnů. Hutník 11 (1961), č. 12, str. 593/597.
177. O. Puchner: Základy úsporného konstruování. Praha, SNTL, 1953, str. 121/148.
178. B. Puchnar: Výlisky z neželezných kovů, lisování do zápustek. Hutník 2 (1952), č. 6, str. 123/130.
179. J. J. Frenkel: Úvod do teorie kovů. Praha, SNTL, 1953.
180. L. I. Borovik, A. F. Pimenov: Pričiny vychodu iz stroja valkov stanov cholodnoj prokatki. Stal, 1961, č. 8, str. 716/719.
181. J. Němec: Tvarová pevnost částí kolejových vozidel. Praha, SNTL, 1955.
182. K. Kamenský: Problémy technického rozvoje výroby válců. Hutník 11 (1961), č. 10, str. 469/471.
183. N. R. Arant: Vznik trhlin na válcích blokoven a slabingů, profilových tratí aj. Hutník 11 (1961), č. 4, str. 203/205, výtah z článku v čas. Iron St. Engineer, 1959, November.
184. J. Vojkovský: K otázce vlivu chlazení na životnost válců na válcovnách za tepla. Hutník 10 (1960), č. 4, str. 167/168.
185. T. Myslivec, S. Hořejš: Vady a nedostatky železničních obručí a některé možnosti jejich odstranění. Hutnické listy XI (1956), č. 1, str. 1/9.
186. R. Goller: Příčiny praskání ventilů z oceli Poldi 702D. Hutník 10 (1960), č. 7, str. 265/268.

Kapitola XIV

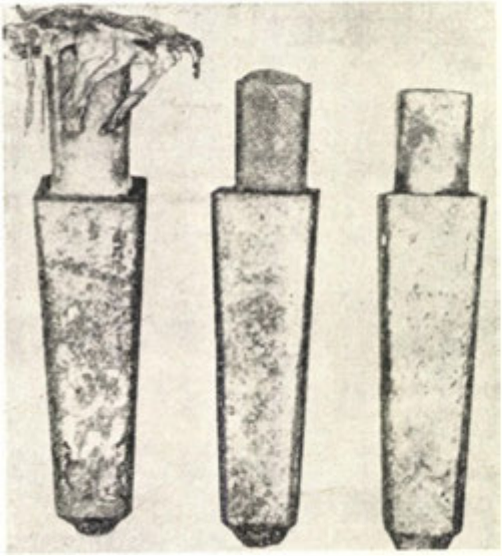
TVAROVÉ, POVRCHOVÉ A ROZMĚROVÉ VADY KOVŮ

I. TVAROVÉ VADY

Výpotky a růst. Pravidelný tvar ingotů a odlitků je někdy porušen vytékáním tekutého kovu na jejich povrch [1]. V kapitole II jsme se zmínili o výpotcích jako vnějším důkazu segregace ocelových ingotů, u nichž tavenina pronikla do trhlin ve ztuhlém povrchu. Výpotky podobného druhu může způsobit vodík, který se uvolňuje ve značném množství a pod velkým tlakem v posledních stadiích tuhnutí. Přeteče-li kov z kokily následkem uvolňování vodíku, ztuhne vyteklý kov na vnějších stěnách hlavového nástavce *(obr. 237a)*, nebo nastane v menší míře tzv. růst ingotu, jehož hlava se abnormálně převýší *(obr. 237b)*. Výpotky nebo růst ingotu jsou pravděpodobnější u oceli a popřípadě i u litiny obsahující chróm, protože chróm zmenšuje rozpustnost vodíku v tuhém stavu. Nikl rozpustnost vodíku zvětšuje [1].

Velký obsah dusíku v oceli může rovněž být příčinou výpotků a růstu ingotů. U normálních ocelí s obsahem 0,03 až 0,035 % dusíku jsou však výpotky a růst způsobeny hlavně zmenšením rozpustnosti vodíku při tuhnutí [1].

Vady přímosti. Při válcování se může vývalek ohýbat buď v rovině rovnoběžné s osou válců, tj. stranově, nebo v rovině kolmé na osu válců, tj. podélně. Stranové prohnutí *(šavlovitost)* vzniká nedostatečným vedením provalku nebo špatným nastavením válců při válcování a při stříhání pásků na potřebné šířky. Prohnutí lze odstranit v mnohoválcových rovnacích strojích. —



◄ *Obr. 237.* Ingoty z uklidněné oceli lité do kovových kokil: *a)* — vlevo — nezdravý ingot, u něhož se vytvořily výpotky; *b)* — ve středu — nezdravý ingot, u něhož nastal růst; *c)* — vpravo — zdravý ingot s normální staženinou *(Podle C. A. Zapffeho)*

Nejlepšího vyrovnání se dosáhne natažením vývalku, při němž vznikne trvalá deformace, např. u duraluminových profilů až 5 %. Rovnání natažením je lepší než na mnohoválcových rovnacích strojích, ale je nákladnější [2].

Vlnitost plechů je průhyb vzniklý při jejich namáhání tlakem (vzpěrem).

Soudkovitost (tj. zvětšení tloušťky plechů ve středu tabulí nebo pásu) může být způsobena opotřebovanými válci. Někdy se může při válcování plech přeložit a vznikne přeložka napříč celé tabule. Tento případ může nastat při sdruženém válcování plechů (ve složkách), jsou-li ve složce místa s nižší teplotou, nebo když se některé plechy posunou nebo slepí.

Při hlubokém tažení vzniká „*zvlnění*" okrajů výtažku. Tato vada se dá omezit, zvětší-li se tlak na přidržovač.

Vyboulení odlitků je způsobeno deformací formy tlakem roztaveného kovu.

Vyboulení trubek nebo *plechů* je místní deformace tlakem. Kruhové vyboulení plechů z hliníkové slitiny popsali G. Sachs, G. Espey a G. B. Kasik [3].

Korýtkovitost je prohnutí pásů v rovině procházející osou válců. Zvětšování průměru válců od krajů do středu se nazývá *bombírování válců*.

Při válcování vzniká běžně *zdeformování tvaru* následkem různých nehod. Například ingot se může náhodně přetočit na blokové stolici (bloomingu) nebo vývalek se zprohýbá na válečkovém podávacím stole. Podobné deformace mohou vzniknout i na dalších stolicích ve válcovacím pořadí, a pokračuje-li se ve válcování, bývá konečný tvar vývalku velmi porušen. Vývalek se může zprohýbat také nárazem na válce, je-li do válců podáván příliš rychle. V takovém případě je třeba celý vývalek zmetkovat nebo v nejlepším případě zmetkovat jeho část.

Při válcování plechů nebo pásu může nastat také zvlnění okraje.

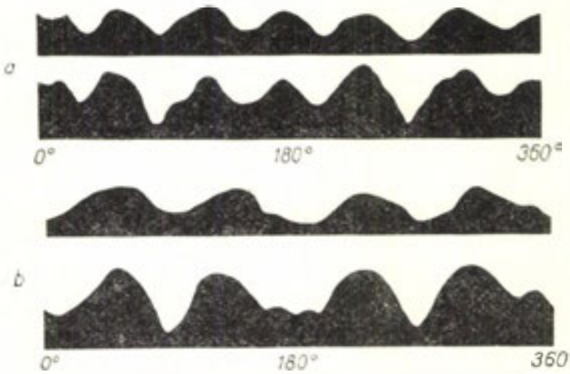
Zavalenina (studený spoj) je necelistvost litého kovu, která vznikne při setkání dvou proudů kovu ve formě, popřípadě při přerušení lití. Tuhnoucí kov se v tomto případě nespojí dokonale s dalším kovem. Zavaleniny vznikají nejčastěji při velmi studeném lití, u silně znečištěných kovů a u kovů tvořících snadno kysličníkové blanky, např. u hliníku a jeho slitin.

Podélné rýhy na vývalcích vznikají při válcování, jestliže se boky kalibrů zakusují do vývalku. Příčinou vzniku této vady bývá: 1. přeplnění kalibru následkem špatného předehřátí vývalku nebo volbou příliš velkého rozdílu mezi obvodovou rychlostí horního a dolního válce; 2. opomenutí normálního obracení vývalku a 3. nesprávné nastavení válců mající za následek, že prodlužování není rovnoměrné. Jsou-li rýhy příliš hluboké, nedají se již obvykle válcováním odstranit.

Deformací označujeme souhrnně všechny vady, které mění normální tvar kovového výrobku, např. pokřivení, vyboulení, zprohýbání atd. Ve spojení se změnami tvaru při kalení se výrazu „deformace" užívá také k označení relativní velikosti odchylky od původního tvaru, takže mluvíme např. o stabilních (rozměrově stálých) ocelích. Velikost deformací po kalení se zjišťuje pomocí vzorků různého tvaru, např. podle ASM Metals Handbook 1939, str. 652 až 670 na osoustružených zkušebních tělískách válcovitého tvaru ⌀ 20 × 90 mm z vyžíhané oceli, která se po soustružení přežíhají na odstranění vnitřního pnutí. Pak se obrousí, přesně se změří průměr a délka a po normálním zpracování se zjišťuje změna rozměrů. O rozměrových změnách při kalení pojednávají práce [22] až [24].

Cípy vznikají při hlubokém tažení plechů na okraji výtažků. Musí se ostřihnout, čímž vzniká velká ztráta kovu *(obr. 238)*. Počet cípů se u mosazi může měnit od jednoho do šesti. Vznik pouze jednoho cípu lze vysvětlit nesprávným seřízením nástrojů nebo nerovnoměrnou tloušťkou plechu. Vznik dvou cípů obvykle rovněž souvisí s nerovnoměrností tloušťky. Vznik čtyř nebo šesti cípů po obvodě nelze však již

vysvětlit provozními závadami nebo nerovnoměrností tloušťky plechu, nýbrž je třeba se domnívat, že vznik cípů souvisí s povahou taženého kovu nebo s rozložením napětí při tažení. Příčiny vzniku cípů byly předmětem četných výzkumů [4] až [13].



Obr. 238. Tvar cípů u mosazi
(Podle Palmera a Smithe)

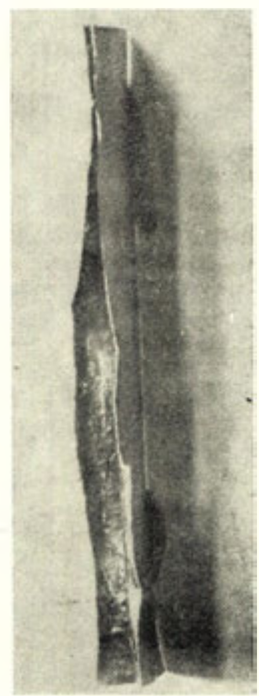
Zjistilo se, že vznik čtyř nebo šesti cípů souvisí se směrovými vlastnostmi struktury (texturou). Textura vzniká při válcování a žíhání pásů a plechů [4].

Aby se u mosazi k tlačení potlačil vznik textury, je třeba plechy vyválcované za studena až na tloušťku 0,64 mm vyžíhat nejméně na 650 °C nebo výše, vyžíhané plechy převálcovat s redukcí asi 35 % a konečné žíhání provést na 575 až 650 °C. Při tomto výrobním postupu se nebudou



zvět. 75 ×

Obr. 239. Měděný pásek s plně vyvinutou kubickou texturou
(Snímek W. M. Baldwina ml.)



skut. vel.

Obr. 240. Dvojitost ocelových plechů následkem rozválcování staženiny

při tažení tvořit cípy, ale je obtížné dodržet správnou tloušťku a dobrý povrch plechů. Mosaz s 65 % mědi se může válcovat až na tloušťku 0,4 mm s jediným správně voleným mezižíháním [4].

Předpokládalo se, že se cípy u mosazi tvoří pod úhlem 45° ke směru válcování, ale jiní výzkumníci zjistili odlišné úhly.

Výška cípů je u mosazi tím větší, čím vyšší byla teplota posledního žíhání a čím větší byla redukce před posledním žíháním.

U výtažků z měděného plechu se cípy objevují ve směru a napříč směru válcování [6].

Měď válcovaná za studena s vysokou redukcí má po vyžíhání téměř dokonalou kubickou texturu *(obr. 239)*, [7].

Dvojitost plechů může mít příčinu v rozválcování staženiny, ve velkém množství nekovových vměstků nebo v nesvaření plynových bublin *(obr. 240)*.

Výronek je výstupek kolmý na povrch výkovků, vznikající vytlačením kovu mezi zápustky. Obdobná vada vzniká také při tlakovém svařování (odporovém) při lisování svaru [14].

Výronky (zatekliny) u ingotů vznikají zatečením oceli mezi spodek kokily a licí desku.

Výronky při válcování vznikají, je-li přeplněn kalibr, a jsou zvláště závadné u tyčí určených k přetahování za studena.

Při ohýbání páskoviny poloměrem příliš malým v poměru k tloušťce se namáhá vnější ohýbaný povrch vysoko nad mez průtažnosti, a to zaviňuje jeho *zvrásnění*, popřípadě popraskání [14].

Růst šedé litiny je trvalá změna objemu litiny po opakovaném ohřevu. Zpravidla se rozlišují dva typy růstu: při ohřevech pod Ac_1, jako u dieselových motorů, a po ohřevu na vysoké teploty, jako u ingotových kokil. Rozdíl je způsoben rychlejší grafitizací při ohřevech těsně nad 1100 °C a pod 700 °C. Křemík zvětšuje sklon k růstu, protože podporuje grafitizaci, a je možno prohlásit, že růst je úměrný obsahu křemíku.

Vzhledem k velké důležitosti litiny jako konstrukčního materiálu je růst litiny za provozu vážným nedostatkem a vadou. Objasnění příčin růstu bylo proto věnováno mnoho pozornosti a některé z těchto prací jsou uvedeny v seznamu literatury k této kapitole.

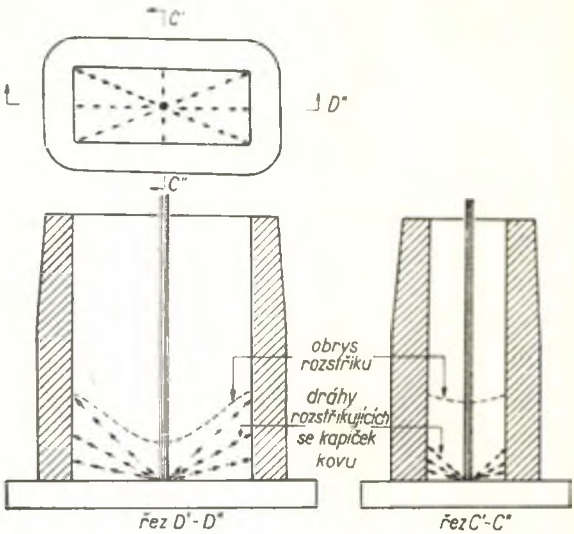
Obecně se tvrdí, že změna objemu litiny je způsobena hlavně okysličováním křemíkového feritu vzdušným kyslíkem, který proniká do litiny po grafitových lamelách. Bílá litina neroste.

Růst litiny probíhá ve dvou etapách. V první etapě se oxyduje pouze železo, kdežto uhlík se neokysličuje, nebo jen v nepatrné míře. Okysličování grafitu začíná teprve po značném nahromadění kyslíku v kovu. Množství kyslíku se zvětšuje v místech, kde grafit vystupuje až na povrch litiny, pravděpodobně tvořením vyšších kysličníků.

Vyšší obsah niklu a hliníku v litině podporuje růst, kdežto chróm a mangan ho zpomalují. Vliv dalších prvků je nepřímý, podle toho, jak působí na množství a způsob vyloučení grafitu v litině.

Někteří pracovníci ovšem zjistili, že nikl na rozdíl od obecně zastávaného názoru nepodporuje růst litiny, pokud jeho obsah nepřekročí 5 až 6 %, kdy lze již zjistit první počátky hrubnutí grafitu. Silné přehřátí litiny způsobí zjemnění grafitu ve struktuře, a tím se zmenší náchylnost k růstu.

Temperovaná litina, v níž je grafit přítomen v nodulárním tvaru (hnízda temperovaného uhlíku), neroste. Jakékoli očkování litiny, které zabraňuje tvoření dlouhých grafitových lamel, zmenšuje rovněž náchylnost k růstu. Čím je grafit jemněji vyloučen, tím je růst litiny menší.



Obr. 241. Tvoření šupin rozstřikem na povrchu spodní části bramového ingotu

(Podle T. J. Woodse)

Drsné nebo poškozené povrchy vodítek a stěračů způsobují na povrchu vývalků *rýhy*, které mohou vzniknout, jsou-li vodítka nastavena příliš nízko nebo šikmo.

Překročení rozměrových tolerancí může být způsobeno opotřebením kalibrů válců.

Odlupování temperované litiny s bílým lomem. V USA se normálně vyrábí temperovaná litina s černým lomem, jejíž struktura je tvořena prakticky čistým feritem, v němž jsou rovnoměrně rozptýlena hnízda temperovaného uhlíku. V Anglii je standardní temperovaná litina s bílým lomem. Tenkostěnné odlitky (obvykle s tloušťkou stěn menší než 13 mm) se žíhají na vyšší teplotu a po delší dobu než při temperování na černý lom a z odlitků se při žíhání odstraní téměř všechen uhlík. Při tomto pochodu difunduje nejen uhlík, ale všechny prvky přítomné v původní bílé litině. Někdy se může stát, že v temperovaném odlitku vzniknou následkem difúze vrstvy, které sledují izotermální plochy a jsou zhruba rovnoběžné s povrchem odlitku. Tyto vrstvy jsou obohaceny některým z difundujících prvků, např. sírou nebo křemíkem. Při ohýbání odlitku se pak může snadno povrchová vrstva odloupnout.

Odlupování nastává, jsou-li tyto podmínky:

a) velký obsah síry (0,20 až 0,40 %), b) teploty žíhání kolem 950 °C, c) rychlý ohřev na teplotu žíhání. G. R. Webster a A. E. Probst [17] uvádějí, že během poslední války dosáhla tato „nemoc" rozsahu vzbuzujícího obavy. Povrch odlitků se loupal jako malé a velké puchýře tvaru čoček. Protože povrch odlitků může vypadat při této vadě zcela normálně, je tato vada tím nebezpečnější.

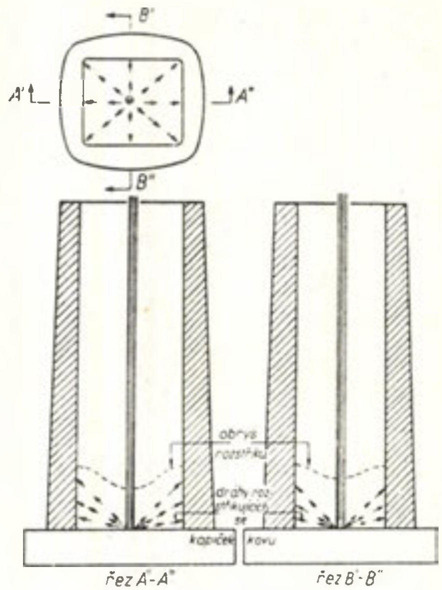
Při válcování silně segregované oceli nebude deformace rovnoměrná a konec vývalku bude *střapatý, potrhaný.*

Poškození nebo vylomení válců je příčinou výskytu pravidelně se opakujících otlaků na vývalcích.

Na povrchu ingotů a odlitků se mohou objevit drsné, nepravidelné výstupky označované jako *nárosty.* Tato vada může být způsobena buď výronem plynů z povrchu formy, nebo nerovnou povrchovou vrstvou formy, která byla odplavena tekutým kovem, nebo jde o plynovou bublinu, která byla odkryta spálením kovu na povrchu a která se při válcování nesvařila.

Šupiny se vyskytují na povrchu patní části ingotů litých horem, popřípadě to mohou být nepravidelně ohraničené oblasti na kterémkoli bočním povrchu ingotu nesprávně odlitého. Na povrchu ingotu se v tomto případě jeví kresba obdobná kresbě na dřevu řezaném na blánu [21].

Schematicky je vznik šupin rozstřikem naznačen na *obr. 241* a *242* a jejich vzhled ukazuje *obr. 243.* Jejich velikost, tloušťka a tvar mohou být zcela nepravidelné.

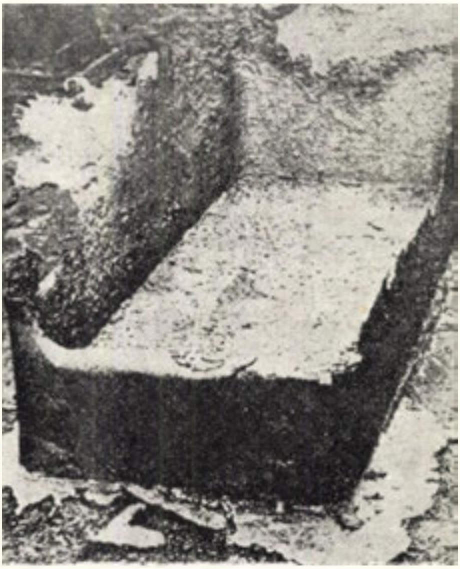


Obr. 242. Tvoření šupin rozstřikem v malé kokile (*Podle T. J. Woodse*)

Doplněk inž. B. a inž. T.

Šupiny vzniklé rozstřikem při lití horem bývají obvykle na povrchu spodní části ingotu a jejich výskyt závisí na podmínkách lití a složení oceli. U ingotů litých spodem se šupiny vyskytují méně často, avšak i tak se může kov vtékající vtokovým otvorem na počátku odlévání při velkém ferostatickém tlaku rozstříknout. Někdy vytvoří kov na stěnách souvislou vrstvu, jakousi „krabici", která ihned tuhne, smršťuje se a odděluje se od stěn kokily *(obr. 243).* Při dalším lití vniká pak struska a tekutá ocel do prostoru mezi „krabicí", jejíž povrch je zoxydován, a kokilu a vzniká tzv. *licí kůže.* Rozstřik při lití horem lze zmenšit úpravou dna do tvaru vaničky, vyložením dna železnými třískami a hlavně pečlivým nátěrem kokil. U neuklidněných ocelí mohou vznikat šupiny z rozstřiku nadměrným varem v kokile, zejména při vyšším obsahu uhlíku, kdy probíhá intenzívnější reakce, nebo při vyšší teplotě odlévání, kdy ocel je méně viskózní. Tyto šupiny se vyskytují ve střední a horní části ingotu. — (Konec doplňku)

*



Obr. 243. Rozstřik (předčasně ztuhlý) na spodku ingotu

Odlupování obvodové běžnice železničních kol. Při zastavování vlaku vzniká v době, než se kolo přestane otáčet, velké tření mezi kolem a brzdovým špalkem. Zablokuje-li se kolo před zastave-





Obr. 244. *Obr. 245.*
Porušení železničních kol ze skořepinové litiny způsobené brzděním
(Snímky F. K. Viala)

ním vlaku, klouzá stojící kolo na určité dráze po kolejnici a opotřebením vznikne na něm ploška oválného tvaru. Poškození není obvykle tak vážné, aby bylo třeba kolo ihned vyřadit. V dalším provozu se však otlačené místo nárazy na kolejnici zvětšuje, a nakonec se v tomto místě kus kovu vyloupne *(obr. 244* a *245)*. Kolo se pak musí vyřadit.

Smršťování. Všechny technické kovy s výjimkou vizmutu a antimonu zmenšují při tuhnutí svůj objem, smršťují se. Velikost objemového smrštění pro jednotlivé kovy udávají G. Sachs a K. R. van Horn takto [2]: Al — 6,45 %, Au — 5,2 %, Ag — 6 %, Cd — 4,7 %, Zn — 4,5 %, Cu — 4,05 %, Hg — 3,75 %, Pb — 3,6 %, Sn — 2,9 %, Mg — 2,5 %, Na — 2,5 %, Mn — 1,7 %, Sb — —0,95 % a Bi — —3,4 %.

Celkové objemové smrštění roztavené oceli od odpichu z pece do úplného vychladnutí na pokojovou teplotu dosahuje asi 13 až 14 % počátečního objemu. Délkové smrštění během tuhnutí činí asi 2 % a objemové asi 6 %. Litina má délkové smrštění asi 1 %.

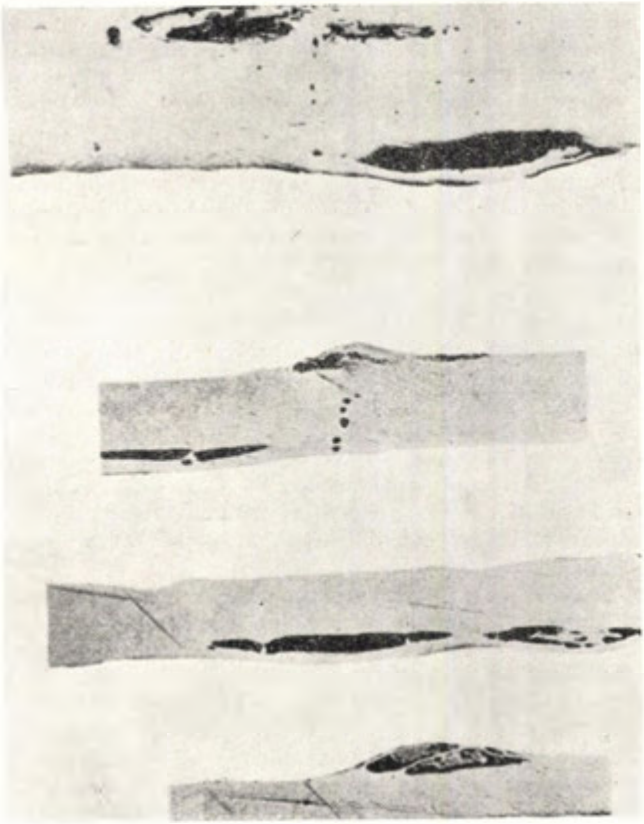
Vznik *podélných trhlin* v předvalcích a sochorech může být způsoben prodlužováním při válcování, není-li ocel dostatečně plastická. Na povrchu ingotu vzniknou hluboké trhliny, jdoucí někdy až do hloubky 50 až 76 mm *(obr. 221,* str. 244*)*. Během dalšího válcování se tyto trhliny uzavřou, ale nesvaří se, zůstanou zachovány až do konečného vývalku, v němž jsou značně protaženy. Protože tyto vnitřní trhliny zůstávají při kontrole nepovšimnuty, jsou velmi nebezpečné. K této vadě jsou náchylnější určité druhy oceli, např. ocel s 0,18 až 0,22 % uhlíku nebo ocel s velkým obsahem síry a manganu.

Trhliny. Vznikají-li při válcování v kovu trhliny, předpokládá se, že příčinou této vady je stav kovu, např. přeoxydování oceli při tavbě v martinské peci nebo spálení. Trhliny však mohou být způsobeny též vadami při válcování, např. zkrucováním vývalku ve válcích, špatným nastavením vodítek atd.

Nevyplněný profil. Tato vada se vyskytuje někdy u tyčového materiálu a U-želez a projevuje se jako nedodržení některého rozměru.

Nerovnoměrné prodlužování může být způsobeno mimoběžným nastavením válců a přeložkou nebo šupinou na sochoru.

Zkřivení (zborcení) vzniká při kalení oceli v lázních nebo vzduchem, jestliže se některá část kovu rychleji ochlazuje. Při ochlazování vzniká sice v kovu vždy teplotní spád mezi jádrem a povrchem, při rovnoměrném rozložení teplot na povrchu se však pnutí vyrovnává. Zkřivení souvisí s konstrukcí součásti, s podmínkami kalení



Obr. 246. Puchýře vzniklé při moření ocelových plechů
(Snímek C. A. Edwardse)

a s vlastnostmi oceli. Na změny rychlosti ochlazování jsou zvlášť citlivé některé samokalitelné oceli, u nichž i slabý průvan může způsobit nerovnoměrné zakalení. Naproti tomu stabilní oceli jsou na změny v rychlosti ochlazování nejméně citlivé. Zkřivení kalených součástí nelze někdy opravit a tato vada je vždy obtížná. Proto je třeba učinit opatření k jejímu zamezení.

Výkovky protáhlého tvaru se mají kalit ve svislé poloze. Některé výkovky je třeba předehřívat, aby se zmenšil tepelný ráz při ohřevu, jiné výrobky se kalí v tuhých přípravcích.

U siluminových odlitků (slitina hliníku s 10 až 13 % křemíku) vzniká zkřivení při obrábění, a proto se odlitky před rovnáním hrubují. Další údaje o zkřivení jsou v kapitole XI.

Přehřáté nebo spálené ocelové plechy mají hrubý povrch, na němž je vidět velká zrna. Takový povrch bývá označován jako „*pomerančová kůra*", „*krokodýlí kůže*" atd.

Puchýře jsou nerovnosti na povrchu kovu způsobené plynovými bublinami buď na povrchu, nebo pod povrchem kovu. Dva typy puchýřů jsme stručně popsali v kapitole VII. Jeden typ se objevuje na okujích v místech místního zpomalení difúze kyslíku do kovu. Okuje v těchto místech mají menší obsah kyslíku než okuje na ostatním kovu a mají větší měrný objem, a proto má vrstva okují sklon k odfukování od povrchu [25].

Jiný typ puchýřů vzniká při moření tenkých ocelových plechů v kyselých lázních *(obr. 246)*. C. A. EDWARDS [26] analyzoval plyny v těchto puchýřích a zjistil, že jde o vodík. F. E. FULLER dokázal, že vodík difunduje do oceli při moření v kyselině sírové ohřáté na teplotu 20 až 100 °C, nebo při elektrolytickém moření v této lázni, v níž mořený plech je katodou. Edwards předpokládá, že v plechu z měkké oceli jsou krystaly válcováním zploštěny a mohou se účinkem kyseliny po vrstvách oddělovat. V jeho pojednání [26] je uveden rovněž seznam literatury o puchýřích z moření.

Obrázek 246 ukazuje, že puchýře jsou v řezu úzké a ostře zakončené. Tento jev podporuje Edwardsovy závěry, ale konečný důkaz se musí získat mikroskopickým studiem pečlivě vyleštěných a naleptaných příčných výbrusů horní vrstvy kovu s puchýři.

Jiní autoři nevěří vodíkové teorii vzniku puchýřů a domnívají se, že puchýře vznikají rozkladem vody železem při teplotách nad 300 °C. Za důkaz pokládají přítomnost malých částiček kysličníku železa, které se našly v puchýřích.*)

Puchýře na povrchu litinových odlitků vznikají při smaltování odlitků s drsným a pórovitým povrchem [27].

O vzniku puchýřů na postříbřených součástech při vysokých teplotách se pojednává v práci [28]. Vznik puchýřů byl zjištěn u postříbřených součástí spalovacích turbin a proudových leteckých motorů, které byly na vzduchu ohřáty na teplotu 430 až 650 °C. Byla vyslovena domněnka, že se vzdušný kyslík slučuje s vodíkem přítomným v elektrolyticky vyloučené vrstvě stříbra za vzniku vodní páry, jejímž působením vznikají puchýře. Žíhají-li se součásti dostatečně dlouhou dobu v atmosféře dusíku, vodík vydifunduje a puchýře se netvoří.

Při kalení oceli je třeba pečlivě zabránit vzniku okujových puchýřů, neboť se pod nimi tvoří měkká místa. Vzniklé puchýře je třeba odstranit před zakalením.

Zjistilo se, že výskyt puchýřů lze částečně omezit vysokou teplotou válcování. Doporučuje se také, aby se mořilo za podmínek vedoucích k nejmenšímu uvolňování vodíku spojenému s jeho difúzí do kovu, tj. v koncentrovanějších kyselinách, zejména v kyselině solné, a aby se do mořicích lázní přidávaly inhibitory.

Velmi drobné puchýřky bývají označovány jako „špendlíkové".

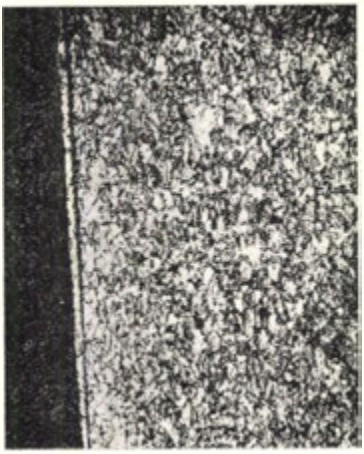
---

*) Tento názor je třeba pokládat za překonaný. Puchýře vznikají difúzí atomárního vodíku, který se uvolňuje při moření nebo při elektrolytických pochodech, do kovu a jeho přeměnou na molekulární formu na různých necelistvostech v kovu, např. plenách. Necelistvosti v kovu jsou další příčinou vzniku puchýřů. Difúze molekulárního vodíku kovem je natolik ztížena, že při dostatečně rychlém přívodu atomárního vodíku, uvolňovaného reakcemi na povrchu kovu, tlak molekulárního vodíku v necelistvosti rychle stoupá a způsobí konečně nafouknutí a vznik puchýře. Vodík v puchýři je však zjistitelný pouze krátkou dobu po jeho vzniku, protože i molekulární vodík může difundovat kovem a po delším odležení vydifunduje do atmosféry. — Pozn. překl.



zvět. 2,2 ×

Obr. 247.



zvět. 35 ×

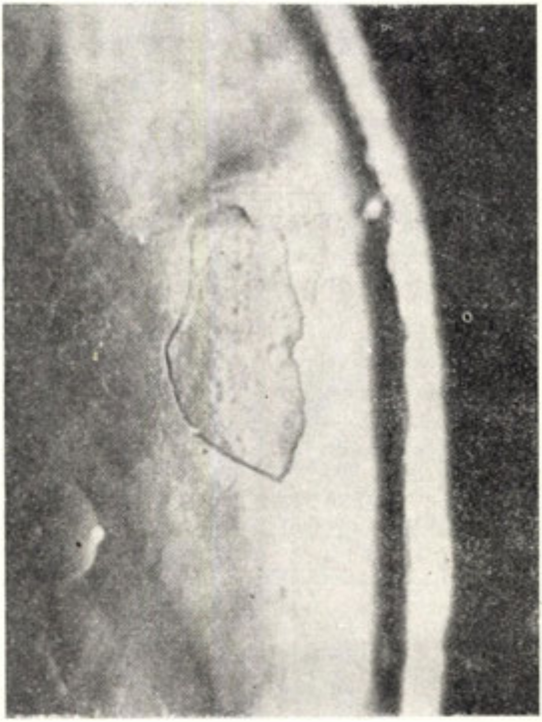
Obr. 248.

Puchýře v měděném plechu

Obrázky 247 a *248* ukazují puchýře na měděném plechu. *Na obrázku 249* je zlatý odlitek s puchýřem, který vznikl účinkem vzduchu zadrženého ve formě. Odlitek byl vyroben metodou přesného lití.

Na válcovaných měděných drátech se někdy objevují šípové trhlinky tvaru V ležící za sebou ve směru válcování.

Zavalenina (studený spoj) je necelistvost na povrchu odlitků vzniklá rozstřikem nebo zvířením kovu ve formě, po případě přerušením lití. Svaření kovu nebylo možné, protože licí teplota byla nízká nebo se kov okysličil. Podobné vady se vyskytují i u výkovků.

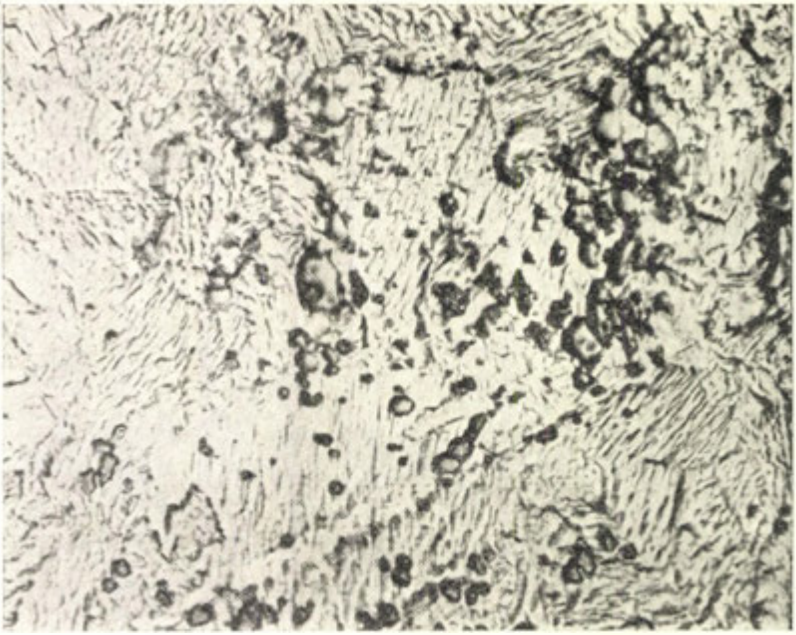


zvět. 6 ×

Obr. 249. Puchýř na povrchu zlatého odlitku

Doplněk inž. B. a inž. T.

A. PLEŠINGER [149] charakterizuje zavaleninu nebo také studený spoj jako prohlubeniny různého tvaru a velikosti nebo jako jizvy a švy na po-



Obr. 250. Zrníčka brusiva zachycená v povrchu zlata

vrchu odlitku, vzniklé předčasným ztuhnutím kovu před dokonalým slitím jeho jednotlivých proudů.

Studený svar na povrchu ingotu vzniká předčasným místním ztuhnutím kovu a přelitím další tekutou ocelí. Tvoří se následkem příliš studeného, pomalého nebo dokonce přerušovaného lití. Vyskytuje se ve všech částech ingotu kolmo na jeho podélnou osu [159]. — (Konec doplňku)

*

Tmavé a matné skvrny na povrchu tenkých ocelových pásků mohou mít příčinu v nedostatečném moření silně okujené oceli po válcování za tepla, v okysličení pásků při žíhání nebo v nerovnostech povrchu za tepla válcovaného pásku. Tyto skvrny se projevují nepravidelným zabarvením konečného výrobku a nelze je odstranit bez dodatečného opracování [42].

Autor studoval zlatá hodinková pouzdra, na kterých byly matné pruhy. Malá odrazivost těchto pruhů byla způsobena zrny brusiva používaného k leštění pouzder, která se při leštění zabořila do měkkého zlata *(obr. 250)*.

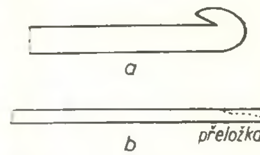
Rýhy na tažených nebo protlačovaných výrobcích jsou způsobeny malým poškozením povrchu průvlaku nebo nástroje.

Pásky z ocelí s velkým obsahem uhlíku mívají potrhané hrany. *Potrhání* hran je méně časté u měkce vyžíhané oceli se zrnitým cementitem [32].

Při kluzném tření kovových povrchů po sobě vznikají *zadřená místa*.

Mastné skvrny na černém plechu vznikají rozstříknutím horkého tuku. Lesklý, jakoby mastný povrch může vzniknout také tehdy, byla-li ocel pokryta roztavenými okujemi.

Přeložky jsou povrchové vady vznikající nahodilým přeložením ohřátého kovu při rozválcování nebo rozkování *(obr. 251a, b)*. Na podélném výbrusu vývalku se přeložka jeví jako trhlinka nebo šev probíhající šikmo ke směru válcování *(obr. 251b)*. Přeložka je vyplněna okujemi a ocel v jejím okolí je oduhličena až na ferit. Přeložky jsou obvykle způsobeny mechanickými závadami při válcování.



Obr. 251. Přeložka vzniklá při válcování

Doplněk inž. B. a inž. T.

Nejčastější příčinou vzniku přeložek při válcování je přeložení nebo zaválcování výronků, které se tvoří následkem přeplňování kalibrů. Je-li výronek širší a nepříliš vysoký, nemusí vzniknout při dalším válcování jeho přeložení, nýbrž pouze zatlačení, které se projevuje jako dvě rovnoběžné podélné trhliny. Přeložky vzniklé z výronku se zpravidla vyskytují na protilehlých místech vývalku a probíhají po celé jeho délce. V příčném řezu svírají s povrchem úhel menší než 90°. — (Konec doplňku)

*

Přeložka může vzniknout také následkem trhlin ve válcích. Trhlina se může vyplnit kovem, čímž vznikne na povrchu válcovaného kovu výstupek, který se pak rozválcuje při dalších stezích. Přeložka nemusí mít v tomto případě žádný určitý směr.

Podle W. E. Goodriche [33] můžeme příčiny vzniku přeložek najít již v podmínkách odlévání ingotu. Je-li rychlost lití větší než optimální, vznikne v ingotu málo pevná struktura a náchylnost k trhlinám se zvětší. Při pomalém odlévání vzniká licí kůže, někdy s přelitím.

Přeložky se tvoří často při válcování páskoviny na trubky a mohou se též vyskytnout při bezešvém válcování trubek. Je-li průměr děrovaného předvalku příliš velký pro válce poutnické stolice, nastává usmyknutí kovu, který se přeloží.


Obr. 252. Přeložka na výkovku *(Snímek Burnse a Browna)*


Obr. 253. Skvrnitý povrch měděného plechu. Příčinou této vady je nahromadění kysličníku měďného, vyloučeného v rovnoběžných řádcích

Při válcování sochorů mohou přeložky vzniknout nerovnoměrným prodlužováním.

Tyčovina na přetahování za studena nesmí mít výronky, neboť se z nich při tažení tvoří přeložky.

Typický vzhled přeložek vznikajících při kování je na *obr. 252.*

Přeložky mohou vzniknout i při lisování plechů v zápustkách s ostrými hranami.

Matně skvrnitý (kropenatý) povrch měděných plechů je způsoben přeoxydováním mědi, která obsahuje nadměrné množství Cu_2O *(obr. 253).*

Důlková nebo bodová koroze oceli vzniká při moření místním napadáním povrchu, v němž se vyleptávají důlky (viz kap. VII).

Při sdruženém válcování černých plechů vzniká někdy na některém plechu podélný šev blíže středu tabule. Tato vada může být způsobena nerovnoměrnou tloušťkou plechů nebo nerovnoměrným prohřátím složek se studenými místy.

Válcuje-li se ocel ve válcích s poškozeným povrchem, mohou vznikat otlaky a rýhy na vývalku, které se při dalším válcování přeloží, a přeložky se na povrchu jeví jako švy nebo trhliny.

Rýhy vyplněné okujemi nebo struskou mohou být příčinou jemných povrchových trhlinek. Ocel s touto vadou je náchylná ke vzniku trhlin při kalení.

Jednou z běžných vad je *hrubý (drsný) povrch válcované* oceli, zvláště polotovarů. Bývá velmi často způsoben velkou přilnavostí okují především na slitinových ocelích. Jako příklad je možno uvést chrómniklovou ocel s malým obsahem uhlíku. Při ohřevu této oceli na vzduchu na vysokou teplotu zredukuje železo kysličník nikelnatý vznikající na povrchu a těsně pod okujeným povrchem vznikne vrstvička kysličníků železa spojující kov s okujemi. Odstranění okují vyžaduje pak nákladné operace, např. vysekávání a broušení.

Hrubý povrch oceli může též vzniknout opotřebením válců.

Přilnavost okují na povrchu elektrolytické a bezkyslíkaté elektrovodné mědi je spojena se stejnými obtížemi při jejich odstraňování jako u oceli.

U tyčového materiálu určeného k tažení za studena jsou nepřípustné *povrchové rýhy.*

Na povrchu vývalků a výkovků se objevují „švy", vypadající jako trhliny, které se uzavřely, ale nesvařily se. Původ těchto švů lze sledovat až k licím vadám, jako jsou např. okysličené plynové bublinky těsně pod povrchem, nebo k chybám při tváření, např. přeložkám, přehybům atd. V posledním případě mluvíme někdy o *přeplátování (obr. 254 a 255).*



Obr. 254. Příčný řez švu na válcovaném drátu

Velmi jemné švy označujeme též jako *vlasové trhlinky.*

Švy na povrchu mohou být podélné, příčné nebo spirální. Spirální švy vznikají při děrování bezešvých trubek, kdy se povrchová vada spirálně protáhne.

Za příčinu vzniku švů se pokládají: a) trhliny za horka; b) zaválcování okují do povrchu a pak jejich vydrolení, čímž vznikne trhlinka s okysličenými povrchy; c) nevhodný tvar válců s příliš velkým „bombírováním"; d) chybný postup při válcování a e) přeložky. Kromě toho může být příčinou vzniku švů vysekávání hlubokých trhlin v sochorech, protože vzniklá drážka se při válcování již neuzavře.

Švy jsou nebezpečné tím, že jsou náchylné k rozevření při tepelném zpracování nebo zápustkovém kování. Lze je odstranit vysekáváním nebo vypalováním.

Stříhání tyčového materiálu tupými nůžkami způsobuje *přehnutí (přeložení) střižné hrany.*

Při hlubokém tažení plechů z měkké oceli se na povrchu tvoří *deformační obrazce (zvrásnění).* Kresbu tvoří nepravidelné pruhy a čáry *(obr. 256),* které v místech ta-

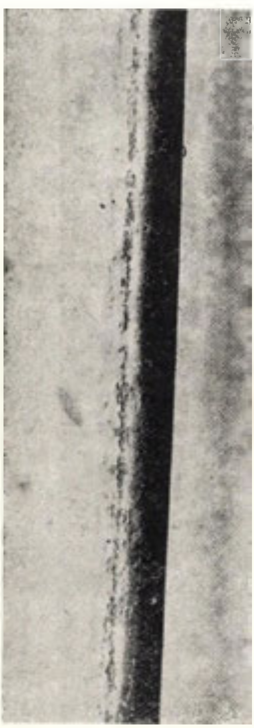
hového namáhání při tažení leží pod úrovní povrchu a v místech tlakového namáhání jsou vystouplé. Práce [35] a [37] popisující výzkum této kresby dospívají k závěru, že deformační obrazce na oceli vznikají v okamžiku, kdy napětí přestoupí mez průtažnosti.

Poněkud podobné deformační obrazce se objevují u měkké oceli při zkoušce tahem nebo po tváření za studena. Označujeme je jako Lüdersovy čáry a proti deformačním obrazcům, popsaným v předchozím odstavci, mají podstatné rozdíly: Lüdersovy čáry jsou v namáhaných oblastech pravidelně uspořádány (*obr. 109* až *111*, str. 130 a 131), kdežto deformační obrazce mají naprosto nahodilý vzor.

J. Winlock a R. W. E. Leiter [37] studovali vznik deformačních obrazců při hlubokém tažení pěti druhů plechů z měkké oceli. Složení studovaných ocelí se měnilo v rozmezí: 0,04 až 0,06 % uhlíku, 0,23 až 0,34 % manganu, 0,022 až 0,033 % síry, fosfor pod 0,015 %. Velikost zrna plechů se měnila od 31 zrn do 3,1 zrna na čtvereční centimetr (ve 100násobném zvětšení), mez průtažnosti od 13,4 do 33,7 kg/mm², pevnost v tahu od 26 do 39 kg/mm² a tažnost od 36 do 50 %.

Zkoušky ukázaly, že jemnozrnná ocel je k hlubokému tažení nevhodná, protože má větší sklon ke vzniku deformačních obrazců. Hrubozrnná ocel je rovněž nevhodná, protože má malou tažnost a vzniká hrubý povrch, známý jako pomerančová kůra. Optimální velikost zrna hlubokotažného plechu má být 13 zrn na čtvereční centimetr při 100násobném zvětšení, což odpovídá asi č. 7 podle stupnice ASTM.

Byla-li ocel přímo před hlubokým tažením tvářena mírně za studena, deformační obrazce nevznikají. Je-li při výrobě plechu poslední operací slabé převálcování za studena, odstraní se sklon plechu ke tvoření deformačních obrazců, ale zvýší se jeho náchylnost ke stárnutí. Aby se zcela zabránilo vzniku deformačních obrazců, musí být poslední převálcování provedeno správnou redukcí.



Obr. 255. Šev na válcovaném drátu



Obr. 256. Deformační čáry na povrchu měkké oceli *(Podle J. Winlocka a R. W. E. Leitera)*

Vedle typických deformačních obrazců při hlubokém tažení mohou též někdy vzniknout při manipulaci místní deformace, např. zvlnění [37].

Na povrchu masívních, pomalu ochlazovaných litinových odlitků zjistil I. Lamoureux [40] *bílé nánosy*. Použitá litina měla velký obsah fosforu a křemíku. Nánosy nejsou škodlivé a lze je odstranit obrobením.

Bílé skvrny na ocelových ingotech válcovaných před úplným ztuhnutím popsal Viteau [41].

III. ROZMĚROVÉ VADY

Při hromadné výrobě nemohou mít kovové polotovary a výrobky přesné rozměry. Za běžných provozních podmínek se vždy očekávají určité odchylky od nominálních rozměrů a s těmito odchylkami se počítá. V mnoha případech se vysoká přesnost nepožaduje, zejména tam, kde by to znamenalo zvýšení ceny.

Při tepelném zpracování oceli vznikají změny rozměrů a tvaru při kalení. Podle F. R. Palmera [44] je k dosažení správných rozměrů a tvaru třeba přesně dodržovat teploty kalení, protože každá odchylka (přehřátí nebo ohřev na nedostatečnou teplotu) vede k větším objemovým změnám, než jaké normálně předpokládáme.

Palmer se rovněž zmiňuje o obtížích při snaze vyrovnat chybu určitého rozměru, způsobenou špatným obráběním nástroje, objemovými změnami při kalení. Rozměrové chyby od obrábění jsou vždy v určitém směru, kdežto kalicí deformace jsou dvojrozměrné nebo trojrozměrné.

E. Ameen [43] zdůrazňuje, že naše vědomosti o rozměrových změnách oceli při tepelném zpracování jsou nedostatečné. Předpokládá, že příčinou rozměrových změn při tepelném zpracování je pnutí, které vzniká jednak nerovnoměrným rozložením teplot, jednak následkem objemových změn při překrystalizaci.

Pnutí při ochlazování jsou příčinou tvarových deformací, protože se kov na povrchu smršťuje rychleji než v jádře. O těchto rozměrových změnách jsme pojednali v kapitole XI. U změn objemu souvisících s martensitickou přeměnou je třeba přihlédnout k těmto činitelům: 1. k teplotě martensitické přeměny austenitu; čím je teplota martensitické přeměny nižší, tím větší odpor klade ocel proti deformaci, a vzniklé deformace budou proto menší; 2. k rozdílu mezi měrným objemem austenitu a martensitu, který je při nižší teplotě přeměny větší, a proto vznikají při nízkých teplotách vyšší překrystalizační pnutí; 3. k celkové deformaci, kterou při kalení zmenšují fáze, jež se nemění, jako karbidy, ferit nebo zbytkový austenit. Ameen shrnuje požadavky na nástrojové oceli s minimálním sklonem k deformacím při kalení takto:

1. mají dovolit co nejpomalejší ochlazování při kalení;

2. mají mít co největší množství zbytkového austenitu, aniž se tím sníží jejich tvrdost;

3. obsah volných karbidů ve struktuře, které se při kalení nemění, má být velký.

Ameen doporučuje zjišťovat sklon nástrojových ocelí ke změně rozměrů při kalení buď na kruhovém vzorku ⌀ 50 mm, výšky 10 mm s otvorem ⌀ 5 mm, je-li ocel určena na malé nástroje, nebo na masívním válci ⌀ 50 mm a výšky rovněž 50 mm, je-li určena na velké nástroje. Měřítkem rozměrových změn při kalení je buď změna průměru otvoru u malého vzorku, nebo změny vnějšího průměru u velkého vzorku [43].

Klíč k seznamu literatury

LITERATURA KE KAPITOLE XIV

1. C. A. Zapffe: The Cause of Bleeding in Ferrous Castings. *Metals Technol* (Oct. 1942).
2. G. Sachs and K. R. Van Horn: *Practical Metallurgy*, 5th Printing, American Society for Metals, Cleveland (1948).
3. Geo. Sachs, Geo. Espey and G. B. Kasik: Circular Bulging of Aluminum Alloy Sheet at Room and Elevated Temperatures. *Trans. A. S. M. E.*, *68* (Feb. 1946).
4. E. W. Palmer and Cyril S. Smith: Effect of Some Mill Variables on the Earing of Brass in Deep Drawing. *Metals Technol.* (June 1942).
5. H. L. Burghoff and E. C. Bohlen: Directional Properties of 68—32 Brass Strip. *Trans. A. I. M. E., Inst. Metals Div.*, *147* (1942).
6. F. H. Wilson and R. M. Brick: Textures, Anisotropy and Earing Behavior of Brass. *Metals Technol.* (June 1945).
7. William M. Baldwin, Jr.: Effect of Rolling and Annealing upon the Crystallography, Metallography and Physical Properties of Copper Strip. *Metals Technol.* (April 1942).
8. R. M. Brick: Correlation of Deformation and Recrystallization Textures of Rolled 70—30 Brass. *Trans. A. I. M. E., Inst. Metals Div.*, *137* (1940) 193.
9. R. M. Brick, D. L. Martin and R. P. Angier: Effect of Various Solute Elements on the Hardness and Rolling Textures of Copper. *A. S. M.* Preprint No. 37 (Meeting Oct. 12—16, 1942) 22 pages.
10. M. Cook: Directional Properties in Rolled Brass Strips. *J. Inst. Metals*, *60* (1937).
11. M. Cook and T. L. Richards: Directional Characteristics of Single Texture Copper Strip. *J. Inst. Metals*, *69* (1943) 201.
12. S. E. Maddigan and A. I. Blank: Recovery and Recrystallization in Long-Time Annealing of 70—30 Brass. *Trans. A. I. M. E., Inst. Metals Div.*, *137* (1940) 170.
13. Gerald Edmunds: The Orientation Texture of the Surface of Cast Metals. *Trans. A. I. M. E., Inst. Metals Div.*, *161* (1945).
14. American Society for Metals. — Definitions. *Metals Handbook* (1948).
15. W. H. Hatfield: Permanence of Dimensions Undeř Stress at Elevated Temperatures. *J. Iron. Steel Inst.* (London), *122* (1930 II).
16. W. Rosenhain, C. H. M. Jenkins, H. J. Tapsell, C. R. Austin and W. P. Rees. Some Alloys for Use at High Temperatures. *J. Iron Steel Inst.* (London) (1930 I).
17. G. R. Webster and A. E. Probst: Peeling of Whiteheart Malleable Iron. *J. Iron Steel Inst.* (London), *158* (1948).
18. A. Preece and K. J. Irvine: The Formation of Peel on Whiteheart Malleable Cast Iron. *J. Iron Steel Inst.* (London), *158* (1948).

19. J. S. Bowden: Peel on Whiteheart Malleable Cast Iron. *J. Iron Steel Inst.* (London), *158* (1948).
20. J. Bernstein: Experimental Work carried out at the British Cast Iron Research Association. Symposium on the Peeling of Whiteheart Cast Iron. *J. Iron Steel Inst.* (London), *158* (1948).
21. T. J. Woods: The Origin, Definition and Prevention of Scabs. *Metals Technol., 10* (No. 6, Sep. 1943).
22. Howard Scott and T. H. Gray: Dimensional Changes on Hardening High Chromium Tool Steels. *Trans. A. S. M., 29* (No. 2, June 1941).
23. A. Werner: Thermal Expansion of Soft and Hard Steels. *Z. Instrumentenk., 44* (1924).
24. Einar Ameen: Dimension Changes of Tool Steels during Quenching and Tempering. *Trans. A. S. M., 28* (No. 2, 1940).
25. R. Griffiths: The Blistering of Iron Oxide Scales and the Conditions for the Formation of a Non-adherent Scale. *J. Iron Steel Inst.* (London), *130* (1934).
26. Prof. C. A. Edwards: Pickling or the Action of Acid Solutions on Mild Steel and the Diffusion of Hydrogen through the Metal. *J. Iron Steel Inst.* (London), *110* (1924, II).
27. A. I. Krynitsky and W. N. Harrison: Blistering Phenomena in the Enamelling of Cast Iron. *J. Am. Ceram. Soc., 13* (Jan. 1930) 16—61.
28. Carl F. Floe and M. B. Bever: Blistering of Silver Plating at High Temperature. *Metal Progr., 53* (Feb. 1948) 247—248.
29. C. H. McCollam and D. L. Warrick: Pickle Pitting by Electrolytic Potèntial as Affected by Scaling Temperature. *Trans. A. S. M.* (March 1936).
30. M. von Schwarz: Formation of Blistered and Non-Adherent Scale Layers in the Heat Treatment of Steel. *Stahl u. Eisen, 55* (Jan. 24, 1935) 93.
31. H. H. Uhlig: Pitting of Stainless Steels. *Metals Technol.* (April 1940).
32. N. P. Goss and William Brenner, Jr.: The Effect of Microstructure upon the Work Hardening Characteristics of 0,74 % Carbon Strip Steel. *Trans. A. S. M.* (Dec. 1942).
33. W. E. Goodrich: The Influence of Teeming Times on Ingot Surface Defects. *J. Iron Steel Inst.* (London), *160* (1948).
34. Edward V. Somers: Preventing Gray Iron Surface Roughness. *Foundry, 74* (March 1946).
35. R. L. Kenyon and R. S. Burns: Autographic Stress-strain Curves of Deep Drawing Sheets. *Trans. A. S. S. T., 21* (1933).
36. Joseph Winlock and Geo. L. Kelley: Sheet Steel and Strip Steel for Automobile Bodies. *Trans. A. S. S. T., 18* (No. 2, Aug. 1930).
37. Joseph Winlock and Ralph W. E. Leiter: Some Factors Affecting The Plastic Deformation of Sheet and Strip Steel and Their Relation to the Deep Drawing Properties. *A. S. M., Annual Convention*, Preprint (1936).
38. L. Reeve: Structural Steels: Various Causes of Ingot Surface Defects. *Iron and Steel* (London), *21* (Nov. 18, 1948) 568—571; discussion pp. 592—593.
39. M. Cook: Directional Properties in Rolled Brass Strip. *J. Inst. Metals, 60* (1937) 159.
40. I. Lamoureux: White Deposits on Castings. *Foundry Trade J., 31* (Jan. 15, 1925) 45—47.
41. Viteaux: The Central White Spot in Steel Ingots Rolled before Complete Solidification. *Génie civil, 92* (April 7, 1928).
42. Bethlehem Steel Co. — *The Tool Steel Trouble Shooter*, Handbook 322, publ. by Bethlehem Steel Co., Bethlehem, Pa. (1952).
43. Einar Ameen: Dimension Changes of Tool Steels during Quenching and Tempering. *Trans. A. S. M., 28* (No. 2, June 1940).
44. Frank R. Palmer: *Tool Steel Simplified*, Carpenter Steel Co., Reading, Pa. (1937, revised in 1948).
45. J. L. Burns and V. Brown: Diagnosis of Metal Troubles in Industry. Part I. Forging. *Metal Progr.* (April 1937).
46. T. D. Grey-Davies: The Elimination of Physical Defects in Deep-Drawing Steels. *Sheet Metal Inds., 9* (Aug. 1935) 487—488; (Sep. 1935) 548—550.
47. C. L. Meyette and V. E. Elliott: A Method for Determining the Origin of Surface Defects in Rolled Steel Products. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 2368* (1948).
48. A. V. De Forest: Dynamic Strength of Machine Parts Affected by Quality of Surface. *Iron Age, 135* (Feb. 21, 1935) 18—22.

49. Walter Crafts and John L. Lamont: Some Effects of Deoxidizers in Low Carbon — 1,5 % Chromium Steel. *Trans. A. S. M.*, *27* (No. 1, March 1939).
50. Ralph D. Hindson: Some Observations on Chipping and Scarfing Operations. Part II. *Blast Furnace Steel Plant, 35* (May 1947).
51. R. Hoffmann: Surface Defects in Steel Bars for Bolt Manufacture and Wiredrawing. *Engineer's Digest* (American Edition), *4* (April 1947) 194.
52. Gilbert Soler: Influence of Chemical Composition on the Hot-Working Properties and Surface Characteristics of Killed Steels. *Metals Technol.* (Dec. 1940).
53. V. N. Švecov: Classification of Surface Defects on Semifinished Steel According to their Origin. *Kačestvennaja Stal* (Fine Quality Steel) (1938).
54. R. Schäfer: Surface Defects in Ingots and Semifinished Products. *Stahl u. Eisen. 60* (1940).
55. Morris Itzel: Growth of Gray Cast Iron. *Gjuteriet, 41* (Aug. 1951) 113—116; in Swedish.
56. Delmar R. Bessler: Effect of Manganese Sulphide and of Stick Sulphur on Surface Quality of Steel. *Open Hearth Steel, 35* (1952) 141—142.
57. N. E. Walters: Black Light Spots Defects in Materials. *Materials & Methods, 36* (Nov. 1952) 105—107.
58. New Process Quickly Removes Surface Defects on Castings. *Iron Age, 168* (July 19, 1951) 101.
59. Editorial. — Output Gains as "Bends" Go Out. *Steel, 127* (Aug. 21, 1950) 106.
60. D. M. Kerr: Aspects of Welding Distortion in Shipbuilding. *Trans. Inst. Welding* (London), *13* (Oct. 1950) 157—162.
61. Georg Wästlund and Swen G. Bergstrom: *Buckling of Compressed Steel Members,* Civil Engineering and Building Construction Series, Vol. 1 (No. 10, 1949), 172 pages; *Trans. Roy. Inst. Technol., No. 30* (1949), 172 pages.
62. Paul O. Blackmore: Causes ond Correction of Finishing Material Defects. *Paint, Oil, Chem. Rev., 113* (Aug. 3, 1950) 18, 20, 22, 48, 50—51; (Aug. 17, 1950) 19—20, 36—40, 42.
63. Albert J. Phillips: The Separation of Gases from Molten Metals. *Metals Technol.* 1941) 35—55.
64. O. Biedermeyer: Defects in Barrel and Drum Plating. *Metal Finishing, 51* (March 1953) 82.
65. Wilfried Kohl: Occupational Skin Eczema in Electroplating Work and its Prevention. *Metalloberfläche, Ausgabe B, 7* (No. 1, Jan. 1953) B1—B2; in German.
66. V. E. Elliott and C. L. Meyette: Determining Origin of Surface Defects in Rolled Steel Products. *Steel, 122* (March 29, 1948) 92, 95—96.
67. Kazuo Katori, Tsuneyuki Okakura and Kenji Hashimoto: Study on Surface of Casting. IV. Roughness of Green Sand Mold and Castings. *J. Mech. Lab., 4* (May 1950) 126—136; in Japanese.
68. First Report of the Ingot Surface Defects Sub-Committee. *J. Iron Steel Inst.* (London), *165* (May 1950) 41—66.
69. R. G. Braithwaite: The Control of Distortion in Arc Welding. *Trans. Inst. Welding* (London), *13* (April 1950) 64—70.
70. D. R. Goetchius and E. E. Bryant: A Comparison of Warpage and Crossbending Test Results. *Enamelist, 27* (Spring 1950) 7—9.
71. N. C. Cyr and R. A. Hechtman: Lateral Buckling of Simply-Supported I-Beams. *Trend Eng. Univ. Wash., 2* (July 1950) 13—16.
72. W. F. Brown, Jr. and F. C. Thompson: Strength and Failure Characteristics of Metal Membranes in Circular Bulging. *Trans. A. S. M. E., 71* (July 1949) 575—585.
73. R. A. Quadt and D. L. LaVelle: Pimpling of Aluminum Die Castings. *Steel, 125* (Sep. 5, 1949) 87—88, 120, 122.
74. Editorial. — Zinc Plating Grows a Beard. *Bell Labs. Record, 29* (June 1951) 262—263.
75. Shigenori Nawata: On the Blisters Produced on the Evaporated Aluminum Film, *Science Rept. Research Insts., Tôhoku Univ., Ser. A, 2* (April 1950) 331—340.
76. Robert E. Savage and Howard F. Taylor: A Thermodynamic Study of Pinhole Formation in Steel Castings. *Trans. Am. Foudrymen's Soc.*, 58 (1950) 393—396; discussion pp. 396—399.
77. M. Tenenbaum: Effect of Sulphur on Quality and End-Uses of Steel Products. *Blast Furnace Steel Plant, 37* (July 1949) 802—806.
78. A. Sourdillon: An Inhibitor of Pitting in 18—8. *Metal Progr., 56* (Sep. 1949) 356.

79. B. I. Strōm and B. G. Waller: The Cause of Check Marks on Copper Wire. *Proc. First World Met. Congr., A. S. M.* (1951, publ. 1952) 338—354.
80. E. Holland: "Pinholing" and "Boiling" in Enamelled Light-Iron Castings. *Foundry Trade J., 94* (March 5, 1953) 273—279.
81. George G. Blean: Factors Influencing Surface Quality of High Sulphur Steels. *Iron Steel Engr., 30* (Jan. 1953) 79—81; discussion pp. 82—83.
82. S. B. Batdorf: Theories of Plastic Buckling. *J. Aeronaut. Sci., 16* (July 1949) 405—408.
83. The Detection of Peel on White-Heart Malleable Iron Track Links by a Non--Destructive Test. *Strength & Testing of Materials, Vol. 6, Part II. Testing Methods and Test Results* (1952) 121—124.
84. K. R. Van Horn: What Causes Distortion in Machining Aluminum. *Am. Machinist, 94* (Sep. 4, 1950) 119—120.
85. Hans Scholz: Instrument for Recording Shrinkage Stress vs. Temperature Curves of Metals. *Arch. Eisenhüttenw., 21* (Jan.—Feb. 1950) 43—44; discussion p. 48; in German.
86. L. Van Ormer: Factors Affecting Surface Quality of Capped Steel. *Open Hearth Proc., 32* (1949) 255—256; discussion p. 256.
87. F. H. Allison. Jr: Late Ore Additions Not Detrimental to Surface Conditions of Castings. *Ibid. 295—299*; discussion pp. 299—304.
88. L. R. Walker: A Study of Factors Affecting Surface Quality of Various Steel Products. Ibid. 278—284.
89. R. E. Chapman: The Chipping Operation. *Foundry, 75* (Nov. 1947) 72—75, 228, 230, 232, 234, 236, 238.
90. S. Torii: Solidification Shrinkage of Some Aluminum Alloys. *J. Casting Inst. Japan, 22* (No. 9. 1950) 7—13; in Japanese.
91. D. C. G. Lees: Hot-Tearing. Factors Controlling its Incidence in Aluminum Alloys. *Metal Ind.* (London), *74* (June 24, 1949) 507—509.
92. R. B. Snow and James A. Shea: Mechanism of Nozzle Erosion in Open Hearth Ladles. *Steel, 123* (July 26, 1948) 88, 91, 94.
93. W. F. Brown, Jr. and George Sachs: Strength and Failure Characteristics of Thin Circular Membranes. *Trans. A. S. M. E., 70* (April 1948) 241—249; discussion pp. 249—251.
94. J. O. Almen: Surface Deterioration of Gear Teeth. *Mechanical Wear*, American Society of Metals, Cleveland (1950) 229—267; discussion pp. 267—288.
95. D. C. G. Lees: Factors Controlling the Hot-Tearing of Aluminum Casting Alloys. *Foundry Trade J., 87* (Aug., 18, 1949) 211—218, 220.
96. W. C. Heselwood and F. B. Pickering: Growth Characteristics of Some Cast Irons Used for Ingot Moulds. *J. Iron Steel Inst.* (London), *168* (July 1951) 277—286.
97. Norio Takenaka: Studies on the Surface Roughness of Metals Finished by Cutting. *Japan Sci. Rev., Ser. I, 2* (Aug. 1951) 147—158.
98. J. Hérenguel, M. Scheidecker and F. Santini: Study of the Surface Defects of Rolled Aluminum Semifinished Products: "Netting". *Rev. mét.* (April 1952) 283—295; in French.
99. W. E. Ballard: The Protection of Steel by Sprayed Aluminum. *Electroplating and Metal Finishing* (1952).
100. A. Dietzel and E. Wegner: A Cause of Warping of Sheets During Enameling. *Ber. deut. keram. Ges., 28* (Nov. 1951) 642—649; in German.
101. Editorial. — Scab Defect on Gray Iron Castings. *Trans. Am. Foundrymen's Soc., 59* (1951) 108—115.
102. J. Drachmann: Defects in Casting: Defective Shape. *Gjuteriet, 41* (1951) 172—175; in Swedish
103. Ernst Pohl: Distortion and Failure of Steel Turbines and Their Prevention. *Stahl u. Eisen, 71* (Dec. 6, 1951) 1375—1379; in German.
104. G. L. J. Bailey: Directionality in Rolled Copper and Brass. *Sheet Metal Inds., 30* (Aug. 1953) 675—679.
105. Jack Washburn and Earl R. Parker: Kinking in Zinc Single Crystal Tension Specimens. *J. Metals, 4* (Oct. 1952).
106. P. Grodzinski: The Indication of Directional Properties by Hardness Testing. *Sheet Metal Inds., 29* (Oct. 1952) 908—914.
107. L. W. Fleming: Factors Affecting the Surface Quality of Killed Steel Containing 0,15 to 0,20 and 0,40 to 0,55 Per Cent Carbon. *Open Hearth Steel, 34* (1951) 222—225.

108. A. E. Reinhard: Factors Affecting Surface Quality of 0,40 to 0,55 Per Cent Carbon Killed Steel. *Open Hearth Steel, 34* (1951) 225—226.
109. D. J. Taylor: Factors Affecting Surface Quality of 0,40 to 0,55 Per Cent Carbon Killed Steel. *Open Hearth Steel, 34* (1951) 227—230.
110. A. K. Moore: Factors Affecting Surface Quality of 0,40 to 0,55 Per Cent Carbon Killed Steel. *Open Hearth Steel, 34* (1951) 230—234.
111. Ernst Zehender: An Interference Process for Investigating Rough Surfaces. *Z. Ver. deut. Ing., 94* (May 21, 1952) 456—458.
112. Marshall B. Peterson and Robert L. Johnson: Friction and Surface Damage of Several Corrosion-Resistant Materials. *Natl. Advisory Comm. Aeronaut., Research Mem. E 51120* (Feb. 20, 1952).
113. J. Y. Riedel: Distortion of Tool Steel in Heat Treatment. *Metal Progr.* (Dec. 1950) 853.
114. R. E. Cramer: Corrugated Rail-Causes and Remedy. *Am. Ry. Eng. Assoc. Bull., 48* (Feb. 1947) 729—733.
115. Arthur H. Grobe, George A. Roberts and D. S. Chamber: Discontinuous Grain Growth in High Speed Steel. *A. S. M.*, Preprint No. 34 (1953), 30 pages.
116. W. T. Pell-Walpole: Control of Shrinkage Porosity and Mechanical Properties in Chill-Cast Phosphor-Bronzes, Leaded Bronzes and Gun Metals. — Part II to V. *Metallurgia, 34* (July 1946) 155—156.
117. R. L. Wilcox: Shrinkage Allowance in Die-Casting Die Design *Tool & Die J., 12* (Jan. 1947) 68—71, 98 F.
118. P. P. Berg and W. N. Savejko: Linear Shrinkage of Steel Castings. *Litejnoje Proizvodstvo* (No. 3, May-June 1954) 24—26; in Russian.
119. Roger W. Peters: Buckling of Long Square Tubes in Combined Compression and Torsion and Comparison with Flat-Plate Buckling Theories. *Natl. Advisory Comm. Aeronaut., Tech. Note No. 3184* (May 1954), 15 pages.
120. I. E. Brajnin and A. V. Tursunov: Change of Linear Dimension of Steel Samples in Dependence of Heat Treatment Conditions. *Vestnik Mašinostroenija, 34* (No. 4, April 1954) 65—67; in Russian.
121. T. M. Smirnov: Devices for Determining Metal Shrinkage and Growth. *Litejnoje Proizvodstvo* (No. 3, May—June 1954) 16—17; in Russian.
122. S. F. Jurjev: *Dimensional Change of Steel from Thermochemical Treatment. Carburizing and Nitriding.* Governmental Scientific-Technical Publishing House, Moscow (1950), 308 pages; in Russian.
123. W. Hummitzsch: Gas Blisters in Welded Seams. *Schweisstechnik, 7* (Jan. 1953) 1—6; in German.
124. S. Eloise Koonce and S. M. Arnold: Growth of Metal Whiskers, *J. Appl. Phys., 24* (March 1953) 365—366.
125. D. C. G. Lees: The Hot Tearing Tendencies of Aluminum Casting Alloys. *Metal Treatment, 13* (Summer 1946) 142—144.
126. D. C. G. Lees: Effect of Dissolved Gas on the Hot Tearing of Aluminum Casting Alloys. *Foundry Trade J., 82* (June 5, 1947) 117—118.
127. William M. Baldwin, Jr. and Thomas S. Howald: Folding in the Cupping Operation. *Trans. A. S. M., 38* (1947) 757—788.
128. J. B. Hess and C. S. Barrett: Structure and Nature of Kink Bands in Zinc. *J. Metals, 1* (Sep. 1949) 599—606.
129. A. A. Bočvar and S. A. Sviderskaja: Correlation of Shrinkage Cracks in Castings with the Composition of the Alloy. *Bull. acad. sci. U. R. S. R., Classe sci. tech.* (No. 3, 1947) 349—355 in Russian.
130. A. S. T. Thomson, A. W. Scott and C. M. Moir: Shrink-Fit Investigations on Simple Rings and on Full-Scale Crankshaft Webs. *Engineer, 197* (April 9, 1954) 531—533.
131. R. P. Schauss, R. F. Bailey and E. E. Woodliff: A Study of Factors Affecting Molding Sand Density, Shrinkage, Expansion and Workability. *Trans. Am. Foundrymen's Soc., 58* (May 8, 1950) 217—228.
132. M. Hillert and Y. Lindblom: The Growth of Nodular Graphite. *J. Iron Steel Inst.* (London), *176* (April 1954) 388—390.
133. Bernard P. Planner: Modern Isothermal Heat Treating Methods Reduce Warpage, Cracking. *Western Metals, 12* (July 1954) 43—47.
134. W. Boas and R. W. Honeycombe: The Deformation of the Tin-Base Bearing Alloys by Heating and Cooling. *J. Inst. Metals, 73* (March 1947) 433—444.
135. Harry M. Spring: Hidden Danger in Lap Joints. *Power, 91* (May 1947) 103.

136. W. E. R. Clay: Surface Finish in Production Methods. *Inst. Mech. Engrs.* (London), *Proc.*, *153* (1945), *War Emergency Issue No. 10,* 342—343.
137. A. S. T. Thomson, A. W. Scott, W. Ferguson and G. V. Stabler: Investigations on Surface Finish of Steel Shafts. *Trans. Inst. Engrs. Shipbuilders Scot.*, *97, Part 7* (1953—54) 549—591.
138. D. McConnell: Requirements in Surface Finish. *Inst. Mech. Engrs. (London), Proc.*, *153* (1945), *War Emergency Issue No. 10*, 341—342.
139. T. H. Wickenden, G. R. Brophy and A. J. Miller: Evaluation of the Surface Durability of Gears. *Automotive and Aviation Inds.*, *95* (Aug. 1, 1946) 36—40.
140. Editorial. — Cadmium Whiskers. *Monthly Rev. Am. Electroplater's Soc.*, *33* (Jan. 1946) 28—30, 95.
141. Ralph L. Cook: Blisters in Porcelain Enameling. *Enamelist, 23* (Oct. 1946) 5—8, 54, 56—57.
142. R. Hoffmann: Surface Defects in Steel Bars for Bolt Manufacture and Wire Drawing. *Engineer's Digest* (Am. Ed.), *4* (April 1947) 194.
143. L. W. Nickols: The Dimensional Stability of a High-Duty Cast Iron. *Machinery* (London), *70* (June 12, 1947) 623—624.
144. S. L. Gertsman and A. E. Murton: An Investigation of Metal Penetration in Steel Sand Cores. *Trans. Am. Foundrymen's Soc.*, *59* (April 23—26, 1951) 108—115; discussion pp. 115—116.
145. Ralph D. Hindson: Some Observations on Chipping and Scarfing Operations. Part II. *Blast Furnace Steel Plant, 35* (May 1947) 553—557.
146. Lester F. Spencer: The Relationship of the Growth Exhibited on Nitriding to the Microstructure of the Nitrided Specimen. *Steel Processing, 33* (April 1947) 227—231. 239, 242, 245—246.
147. G. W. Sears: A Growth Mechanism for Mercury Whiskers. *Acta Metallurgica, 3* (No. 4, July 1955) 361—366.
148. G. W. Sears: A Mechanism of Whisker Growth. *Acta Metallurgica, 3* (No. 4, July 1955) 367—369.

Doplňky literatury ke kapitole XIV

Sestavili inž. B. a inž. T.

149. A. Plešinger: Vady odlitků ze šedé litiny. Praha, Průmyslové vydavatelství, 1952.
150. J. Přibyl: Vady ocelových odlitků. Praha, SNTL, 1956.
151. Z. Hostinský: Povrchové vady odlitků z temperované litiny. Slévárenství 5 (1957), č. 10, str. 297/300.
152. J. Šubert a J. Jareš: Magnetický prášek „Aero" pro elektromagnetické zjišťování povrchových vad v oceli. Slévárenství 3 (1955), č. 3, str. 75/77.
153. L. Petržela: Vznik a zabránění vzniku zálupů. Slévárenství 1 (1953), č. 6, str. 142/149.
154. A. Šustek: Zabránění vzniku zavalenin u legovaných ocelí. Slévárenství 9 (1961), č. 11, str. 445—449.
155. J. Kraus: Čistota povrchu odlitků. Hutník 1 (1951), č. 7—8, str. 162/163.
156. M. Příhoda: O přesnější odlitky. Hutník 1 (1951), č. 12, str. 266/269.
157. L. Šmrha: Vliv licí technologie a kokilových nátěrů na jakost ingotů. Hutník 9 (1959), č. 6, str. 190/194.
158. L. Dědoch: Zmetky ve válcovnách. Hutník 11 (1961), č. 4 a 5, str. 183/184 a 233/234.
159. O. Pejčoch a M. Žídek: Vady kruhových sochorů pro válcování bezešvých trub a příčin jejich vzniku. Hutník 11 (1961), č. 2, str. 59/74.
160. Příčiny vzniku povrchového vrásnění na kruhových sochorech. Hutník 9 (1959), č. 1, str. 33/35 (výtah z čas. Stal. 1957, č. 10, str. 924/928).
161. B. Otta: Vliv doválcovací teploty na jakost tenkých plechů. Hutník 4 (1954), č. 11, str. 328/332.
162. Vliv mikropovrchu tenkých plechů na hlubokotažnost. Hutník 11 (1961), č. 9, str. 463/464 (výtah z čas. St. u. E. 1960, č. 22, str. 1524/31).
163. L. Holub: Příčiny povrchové plenitosti mosazných pásů. Hutník 10 (1960), č. 7, str. 272/273.
164. M. Žídek: Výroba a vlastnosti ocelových tlustých plechů a pásů plátovaných mědí. Hutník 9 (1959), č. 2, str. 44/50.

165. J. Choleva: Požadavky na jakost plechu pro výrobu parních kotlů a tlakových nádob. Hutník 4 (1954), č. 9 a 10, str. 263/266 a 312/313.
166. F. Krumnikl: Jakost oceli pro tažení a lisování za studena. Hutník 5 (1955), č. 1, str. 5/7.
167. V. Egermaier: Lesklá ocel. Hutník 4 (1954), č. 10, str. 299/301.
168. A. Budil: Tažená ocel. Hutník 1 (1950), č. 1, str. 16.
169. J. Korecký: Tažený ocelový drát, jeho výroba a zpracování. Praha, SNTL, 1954.
170. R. Suchopárek: Leptání ocelových zápustkových výkovků na průběh materiálových vláken. Hutník 5 (1955), č. 8, str. 248/249.
171. R. Hřivňák: Příčiny zmetků při volném kování a jejich snižování. Hutník 5 (1955), č. 6, str. 176/180.
172. B. Hnízdil: Odstraňování povrchových vad plamenem. Hutník 9 (1959), č. 10, str. 349/351.
173. V. Sommer a K. Kvís: Zamezení deformace a snížení pnutí. Strojírenství 1 (1951), č. 9, str. 342/343.
174. J. Němec: Kovové těsnicí kroužky. Strojírenství 3 (1953), č. 9, str. 651/654.
175. V. Odvody: Drsnost povrchu součástí obráběcích strojů. Strojírenství 4 (1954), č. 8, str. 607/620.
176. J. Vejchar: Plastické materiály ve strojírenství. Strojírenství 1 (1951), č. 7—8, str. 249/253.
177. Z. Turek: Vliv drsnosti břitu nástroje se slinutým karbidem na jeho trvanlivost. Strojírenství 6 (1956), č. 10, str. 694/700.
178. J. Říčka: Jakost povrchu při broušení. Strojírenství 6 (1956), č. 12, str. 823/830.
179. M. Kořínek a F. Beran: Jakost čepelek. Strojírenství 6 (1956), č. 1, str. 39/41.
180. K. Pechatý: Jakostní frézování. Strojírenství 8 (1958), č. 8, str. 600/605.
181. Úprava povrchu broušením a leštěním. Praha, Práce, 1951.
182. V. Dušek: Tvarové nepřesnosti a jejich měření. Strojírenství 5 (1955), č. 8, str. 542/598.

Kapitola XV

OPOTŘEBENÍ KOVŮ

I. DEFINICE

Opotřebení je postupné odstraňování částiček kovu z jeho povrchu následkem tření o nějaké jiné tuhé těleso, nebo erozí proudem kapaliny nebo plynu. Poškození povrchu záleží v přemísťování a uvolňování částiček kovu, které je urychlováno teplem vznikajícím třením. Suché opotřebení je proto často provázeno korozí.

Opotřebitelnost nelze posuzovat jen jako vlastnost samého kovu, protože opotřebení vzniká pohybem dvou těles po sobě a působí na ně do velmi značné míry vnější podmínky, na něž povaha materiálu nemá vliv.

Dvojice stýkajících se materiálů mohou být tvořeny kovy nebo nekovy. V tomto případě označujeme opotřebení často jako *abrazi (otěr)*. Je-li tuhá látka ve styku s proudící kapalinou nebo plynem, mluvíme o *erozi*.

V počátečních stadiích opotřebení se na styčné ploše zaoblují ostré výstupky a všechny vystupující části povrchu se postupně snižují, čímž se povrch vyrovnává. V dalším průběhu opotřebení se měkké fáze ve struktuře vydírají, kdežto tvrdé složky začnou vystupovat nad povrch a opotřebení pokračuje. Rozsah poškození se může zmenšit použitím tvrdšího materiálu a zlepšením počáteční hladkosti povrchů, nebo ještě účinněji, vpraví-li se do mezery mezi troucí se povrchy mazivo. Odpor materiálu proti tření lze částečně nebo úplně nahradit odporem maziva proti tečnému napětí, je-li olejový film dostatečně tlustý. Vlastnosti mazacího filmu je třeba pokládat za hlavního činitele pro odstranění tření.

Je-li suchý styk mezi dvěma po sobě se troucími nebo valícími povrchy tak dokonalý, že povrchy přesně dosedají, může nastat vlivem přitažlivých sil atomů, které jsou na mnoha místech v těsné blízkosti, *zadření*. Tento jev je nejpatrnější tam, kde materiály, které se po sobě trou, jsou stejné.

Teplo vznikající při suchém tření zvyšuje teplotu v některých místech více než v jiných, čímž vzniká místní *odírání*. K zmenšení opotřebení je důležité rychle odvádět teplo.

Je-li materiál ve styku s proudící kapalinou, může nastat *vymílání kavitací*, při níž vznikají dutiny, které se pak zdeformují. Kavitace probíhá rychleji za zvýšeného tlaku. T. C. POULTER [9] prokázal, že vodík může vniknout do kovu a voda do skla, je-li tlak dostatečně vysoký.

Při opotřebení proudící kapalinou je rovněž důležitá koncentrace tuhých částic v suspenzi v tekutině.

Podvýbor ASM pro opotřebení kovů [1] rozdělil různé typy opotřebení takto:

I. Kov proti kovu:

A. Kluzné tření
1. kapalinné (křižák pístového stroje, hřídel v ložisku);
2. suché (brzdový špalek proti železničnímu kolu).

B. Valivé tření
1. kapalinné (valivá ložiska, ozubená kola);
2. suché (kolo na kolejnici).

II. Kov proti nekovu nebo brusivu:

A. Kluzné tření
1. za mokra (šroubové podávače na mokrý písek);
2. za sucha (pluhové radlice).

B. Valivé tření
1. za mokra (kulové a tyčové mlýny);
2. za sucha (čelisťové a válcové drtiče).

C. Náraz volného brusiva.
1. za mokra (šroubová čerpadla na kaly).
2. za sucha (pískování).

III. Kov proti kapalině nebo párám (plynu):

A. mokrá pára (turbíny),
B. spaliny (spalovací turbíny).

C. H. Desch [5] popisuje několik pokusů se suchým valivým třením při velmi vysokém tlaku, při nichž se na povrchu zkoušených součástí nalezly částečky kysličníku železitého Fe_2O_3. Vznik kysličníků vysvětluje působením kyslíku zadrženého v malých dutinkách, které se vyskytují na každém opracovaném povrchu.

Složitý mechanismus opotřebení zahrnuje mimo jiné i tváření za studena a s ním spojené zpevnění.

II. PŘÍČINY OPOTŘEBENÍ

a) Poruchy vznikající opotřebením se vyskytují nejčastěji u zařízení pracujících s vysokými tlaky a nedokonalým mazáním. Jsou způsobeny stoupnutím teploty a částečným přerušením souvislosti mazacího olejového filmu.

b) Vliv tepelného zpracování na opotřebení byl předmětem mnoha výzkumů. A. Stadeler [22] zjistil, že opotřebení tepelně nezpracovaných ocelí s obsahem uhlíku od 0,65 do 0,82 % činilo po 300 000 otáčkách na stroji Mohr a Federhaff 0,98 až 1,67 g. Po zakalení a popuštění se opotřebení týchž ocelí zmenšilo na 0,69 až 1,00 g. Obě série ocelí byly zkoušeny při stejné konečné tvrdosti. Menší opotřebení zušlechtěných ocelí přisuzuje Stadeler jemnozrnnosti struktury. Jiní výzkumníci dospěli k podobným výsledkům.

Vlivem vzdušného kyslíku na opotřebení se zabývají práce [17] až [20]. M. Fink [17] dospěl k závěru, že opotřebení dvou kovových povrchů může nastat jen za přítomnosti kyslíku v okolní atmosféře. Několik let později vykonal společně s W. Hoffmannem [18] sérii pokusů opotřebení oceli proti čistému železu, mědi a niklu. Zjistili, že ve vakuu zůstaly třecí povrchy čisté, kdežto na vzduchu se pokryly kysličníky. Tento účinek byl zdůrazněn deformacemi povrchu. Usoudili, že opotřebování je způsobeno zvýšením slučivosti kovů s kyslíkem, takže okysličování může probíhat již při normální teplotě.

F. ROLL a W. PULEWKA [19] odporují tomuto názoru a uvádějí na podkladě vlastních pokusů, že příčina okysličování je zvýšení teploty způsobené třením.

S. J. ROSENBERG a L. JORDAN [20] studovali opotřebení uhlíkových ocelí v širokém rozmezí obsahu uhlíku. Zjistili, že oceli zakalené a popuštěné na nízkou teplotu se opotřebovaly jen málo, třecí povrch byl hladký a pokrytý tenkou vrstvou kysličníků. Po popuštění zakalených ocelí nad určitou teplotu rychlost opotřebení prudce stoupla a povrch vzorků byl drsný. V prvním případě měly vydřené částečky povrchu složení Fe_2O_3 a Fe_3O_4, ve druhém případě se vydíralo kovové železo.

Pokusili se rovněž opakovat Finkovy pokusy, ale jejich výsledky průkazně odporovaly Finkovým závěrům. Zjistili, že při zkouškách v atmosféře, v níž bylo kyslíku jen mizivě málo, je opotřebení značně větší. Lze to pravděpodobně vysvětlit tím, že na třecích površích nevzniká ochranný kysličníkový film, který brání přímému styku kovových povrchů [20].

O. W. ELLIS [21] zkoušel opotřebení v kulovém mlýnku s malými kuličkami. Mlýnek plnil při zkouškách kyslíkem nebo dusíkem pod různým tlakem. Jeho výsledky ukázaly, že chemické složení oceli a účinek kyslíku mají velký vliv na ztrátu železa opotřebením. T. E. NORMAN v diskusi k této práci poukázal na základní rozdíly v rychlosti opotřebení velkých a malých kuliček. Při zvětšování rozměru kuliček a mlýna se obvykle zvětšují rázové síly.

III. METODY ZKOUŠENÍ OPOTŘEBENÍ

Se zřetelem k rozdílům v typech opotřebení nelze navrhnout jednotnou metodu a univerzální stroj na zkoušení opotřebení. Za míru opotřebení se často bere váhový úbytek vzorku po zkoušce nebo hloubka vzniklých rýh. Obě tyto veličiny závisí na tlaku, rychlosti relativního pohybu a trvání zkoušky. Rovněž složení, teplota a vlhkost okolní atmosféry má vliv na výsledky.

Jeden pracovník vyjadřoval opotřebení chrómové oceli na kroužky kuličkových ložisek těmito hodnotami: 1. *specifickým opotřebením*, definovaným jako váhový úbytek vzorku v gramech na 10^6 mkg vynaložené třecí práce a 2. *odolností proti opotřebení*, což je převratná hodnota středního specifického opotřebení a je vyjádřena třecí prací v mkg, potřebnou k tomu, aby vzorek ztratil opotřebením 1 mg na váze.

a) Zkoušky opotřebení se často dělají na *stroji Amsler*. Na tomto stroji lze zkoušet kluzné i valivé tření.

b) *Savinův stroj* má rotující kotouček ze slinutých karbidů, který je přitlačován určitou silou na zkoušený vzorek. Hloubka drážky vzniklé při standardních podmínkách zkoušky je mírou opotřebení. Vzorek je při zkoušce chlazen olejem.*)

c) Byl zkonstruován také *stroj na zkoušky obrušováním za mokra* (Blake), u něhož lze měnit tlak a rychlost a další podmínky zkoušky. Mírou opotřebení je váhový úbytek vzorku opotřebovaného třením na dráze 4570 m při rychlosti 38.1 m/min. Velikost zkoušeného povrchu je asi 19.3 cm^2 a zkušební tlak se udržuje na hodnotě 3.53 kg/cm^2.

d) *Janninův stroj* se poněkud podobá Brinellovu tvrdoměru. Jako měřítko opotřebení se bere hloubka důlku vzniklého třením rotujícího vřetena při určitém zatížení. Zjistilo se, že mezi výsledky této zkoušky a Brinellovou tvrdostí existuje určitý vztah.

---

*) Ze zkoušek prováděných V. VRZALEM [115] vyplývá, že stroj Savinův i stroj Mohr & Federhoff dávají uspokojivě srovnatelné výsledky, které ukazují závislost opotřebení na zatížení a rychlosti vzájemného pohybu troucích se těles. — Pozn. inž. B. a inž. T.

e) C. J. Coberly a F. M. Arnold [28] popisují metodu na rychlé určování opotřebení mazaných kovových povrchů. Dva hranoly kovu se pečlivě obrobí a vyleští tak, aby se dosáhlo optické rovnosti. Umístí se ve zkušebním stroji a zkouška probíhá pod určitým tlakem v oleji po dobu několika hodin. Velikost opotřebení se zjišťuje z interferenčních obrazců, které se objeví při prohlížení opotřebovaného povrchu planparalelním sklem.

f) S. A. McKee [30] zjišťuje opotřebení změnou velikosti vtisků, zhotovených ve zkoušeném povrchu diamantem zvláštního tvaru.

g) H. J. French a H. K. Herschmann [52] zkonstruovali stroj na zkoušení opotřebení kalených, pochromovaných ocelovýchválečků kluzným třením mezi dvěma ocelovými příložkami. Zjistili, že zakalení oceli na pilníkovou tvrdost není měřítkem odolnosti oceli proti opotřebení.

h) J. T. Burwell ml. použil ke studiu opotřebení radioaktivních izotopů [31].

Doplněk inž. B. a inž. T.

Pomocí radioaktivních izotopů Ag^{110} jako indikátorů nalegovaných do pokusných taveb lze rychlým způsobem určovat rychlost opotřebení mlecích koulí [116]. Uvedenou metodou se při zjišťování opotřebení v kuželovém mlýně při mletí pyritových rud dají snadno vyhledat pokusné koule bez znehodnocení povrchu, a tím se usnadňuje studium rychlosti opotřebení a změn tvaru.

Dosavadní způsoby měření opotřebení strojních součástí jsou složité, obtížné a zdlouhavé. Opotřebení nelze zpravidla měřit za chodu stroje. Použití [117] radioaktivních izotopů odstraňuje všechny tyto obtíže. Radioaktivní izotopy mohou také sloužit k automatické signalizaci nepřípustného opotřebení.

j) Za příčinu abnormálního opotřebení pístních kroužků ze šedé litiny je možno považovat obsah volného feritu v mikrostruktuře. K nepřímé kontrole jakosti a třídění je vhodná elektroindukční metoda bez porušení, založená na srovnávacím principu mikrostruktury s jejími magnetickými vlastnostmi [118].

k) Vyšlehávání křemičitým pískem se v ČSSR zkoušelo zvláštním tlakovzdušným zařízením [119]. Měřítkem opotřebení je váhový úbytek. Opotřebení nárazem proudu letícího abrazíva má význam zejména ve vzduchotechnice.

l) K hodnocení otěrových vlastností železničních kolejí při suchém vlečném tření jeví se dnes jako nejvhodnější způsob zkoušení vyvinutý v EMPA Zürich. Zkouška je vhodná také k hodnocení opotřebení železničních obručí [120]. — (Konec doplňku)

*

IV. ÚDAJE O OPOTŘEBENÍ RŮZNÝCH TECHNICKÝCH VÝROBKŮ

V dalších odstavcích uvádíme v abecedním pořádku literární prameny v nichž se pojednává o opotřebení různých technických výrobků.

Děla: Opotřebení děl zkoumali pracovníci [57], [58] a jiní. W. H. Snair a W. P. Wood [57] popisují bílou vrstvu, která vzniká při erozi hlavní strojních pušek. Je sklovitě tvrdá, velmi křehká a pod mikroskopem se jeví jako hustý bílý povlak. Tato vrstva vzniká na délce asi 65 mm od místa odpalování náboje. Tloušťka vrstvy se mění, a vyneseme-li ji v závislosti na vzdálenosti, dostaneme podobný průběh, jako má tlaková křivka v hlavni.

O původu této vrstvy existují dvě teorie: podle jedné z nich se vysvětluje její

vznik působením dusíku a soudí se, že tuto vrstvu tvoří rozpuštěné nitridy [57]. Jiní pracovníci soudí, že jde o martensitickou vrstvu vzniklou rychlým ochlazováním povrchu vývrtu hlavně okolním kovem.

Tyto dva názory si ve skutečnosti neodporují, protože vrstva může být martensitická a může obsahovat rozpuštěné nitridy. Podle moderních názorů je taková struktura charakteristická pro mnohé slitiny (viz str. 182).

Drážkované hřídele: [48].

Dutinové kalibry: [52].

Klikové hřídele: H. KALLEN a H. SCHRADER [64] zjistili, že větší odolnost proti opotřebení mají povrchově kalené, cementované nebo nitridované hřídele.

Kolejnice a železniční materiál:

O kolejnicích pojednává článek [33] o vlivu stavu trati práce [34], speciální metoda na zjišťování odolnosti kolejnic proti opotřebení je popisována v práci [35].

Poškozování konců kolejnic za provozu v místě styku a poškozování spojek kolejnic je věnován úvodní článek časopisu „Metal Progress", červenec 1936. Opotřebení konců kolejnic a vrchní strany spojek nastává dlouho před opotřebením kolejnic samých. Dosáhne-li poškození konců většího rozsahu, kolejnice se vyřadí z provozu a jejich konce se odříznou. Po vyvrtání nových spojovacích otvorů se zkrácená kolejnice vrací do provozu na trať. Jiný způsob opravy tohoto poškození záleží v navařování poškozených konců a ve vybroušení návaru do roviny.*)

Doplněk inž. B. a inž. T.

V obsáhlé práci S. HOŘEJŠ [121] sledoval vliv tepelného zpracování na otěrové vlastnosti železničních obručí vyrobených ze dvou ocelí o různém obsahu uhlíku (0,43 a 0,56 % C). Zjistilo se, že vhodným tepelným zpracováním (kalením do oleje nebo lépe do vody a popouštěním) se zvyšuje odolnost proti opotřebení, která je příznivější u oceli s 0,56 % C.

Základní příčinu nízké životnosti tramvajových monobloků vyráběných z CrV-oceli je možno připsat velké nesoustoposti [122]. Zjistilo se, že rychlost opotřebení značně vzrůstá se stoupající nesoustopostí. — (Konec doplňku)

*

Kuličky a koule (ložiskové a mlecí): Podle C. M. LOEBA [36] se zlepšuje odolnost ocelových mlecích koulí proti opotřebení zvětšením obsahu uhlíku. Platí to ovšem jen o ocelích s globulitickými karbidy; primární shluky karbidů na hranicích zrn oceli nebo v litině jsou škodlivé.

Nejlépe odolávají opotřebení ocelové koule se základní hmotou martensitickou nebo z nízko popuštěného bainitu s malým množstvím zbytkového austenitu. Nemají-li koule segregace, je jejich opotřebení přímo úměrné ploše povrchu.

Zjistilo se, že odolnost proti opotřebení dobře vyžíhané a zakalené oceli na kuličková ložiska (1,0 až 1,2 % C, 1,2 až 1,9 % Cr) činí 2800 až 3400 mkg.

O opotřebení kuliček a koulí pojednávají práce [37] a [38].

Litina: viz [39] až [42], [44] až [46]. HEIMES a PIWOWARSKY [41] popisují sérii zkoušek litiny, při nichž byly vzorky podrobeny valivému tření bez prokluzování a s prokluzováním, kluznému tření s mazáním a suchému tření, nebo bylo opotře-

*) V poslední době se opotřebení konců kolejnic zmenšuje povrchovým kalením. Také se přechází na bezstykové kolejnice, tj. kolejnice průběžně svařované v délce mnoha set metrů; tím se velmi zmenšuje nejen opotřebení kolejnic, nýbrž i železničních vozů a lokomotiv. — Pozn. překl.

bení vyvoláno obvodem rotujícího kotouče a abrazí pískem. Při všech těchto zkouškách se zjistilo, že odolnost litiny proti opotřebení je tím lepší, čím je grafit vyloučen jemněji, a tím horší, čím je litina tvrdší.

Je zřejmé, že čím je grafit jemnější, tím rovnoměrněji je vyloučen a mazání povrchu je proto lepší. Vliv větší tvrdosti souvisí pravděpodobně s větším množstvím cementitu ve struktuře na úkor volného grafitu. Perlitická litina je odolnější než feritická.

F. K. Neath [44] potvrzuje obecně uznávanou dobrou odolnost perlitické litiny proti opotřebení.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Ze zkoušek šedé litiny určené na lože obráběcích strojů vyplývá, že při tvrdosti litiny pod HB 160 je velké opotřebení. Je-li tvrdost vyšší než 230, lze očekávat, že vlastnosti litiny budou vyhovující. Při tvrdosti mezi 160 a 230 je opotřebení značně závislé na struktuře. Na opotřebení má největší vliv způsob vyloučení grafitu a struktura základního kovu. Uvedené závěry vyplynuly ze zkoušek na Savinově stroji [115]. — (Konec doplňku)

*

Ozubená kola: Odírání (omačkání) zubů kol a některé jiné vady se probírají v práci H. B. Knowltona a E. M. Snydera [47]. Opotřebení zubů pastorků je způsobeno svislými ryskami vznikajícími nad roztečnou kružnicí i pod ní kovovým stykem boků zubů při porušení olejového filmu. Tato porucha vzniká často u hypoidních kol, šroubových převodů a jiných typů ozubení, u nichž se zuby při záběru trou značně dlouho jeden o druhý. Opotřebení zubů se dá omezit chemicko-tepelným zpracováním ozubených kol.

Součásti motorových vozidel: viz [49].

Sklo: [115].

Doplněk inž. B. a inž. T.

Velmi poučné jsou výsledky zkoušek opotřebení skla určeného k výrobě měrek a kalibrů [115]. Ze zkoušek vyplývá, že opotřebení skla je stejné jako u oceli. Zde je nutno počítat se značným rozptylem výsledků, poněvadž u skla (amorfní materiál) nelze dosáhnout stejného stupně stejnorodosti. — (Konec doplňku)

*

Uhlíková ocel: Při zkoumání opotřebení uhlíkových ocelí na stroji Amsler se zjistilo, že vyžíhané oceli měly bez zřetele k obsahu uhlíku špatnou odolnost proti opotřebení. V normalizovaném stavu měly poměrně dobrou odolnost proti opotřebení oceli s velkým obsahem uhlíku. Odolnost kalených ocelí se rychle zlepšovala do obsahu uhlíku 0,6 %, další zvýšení obsahu uhlíku se projevovalo již jen nepatrně. Popouštěním se odolnost proti opotřebení postupně zhoršovala.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Podle A. Beneše [115] vyplývá ze zkoušek opotřebení oceli s obsahem 0,21 až 1,32 % C, konaných na Savinově stroji, že nejodolnější proti opotřebení jsou eutektoidní oceli. Podle tvrdosti měly nejmenší opotřebení oceli s tvrdostí 400 až 600 podle Vickerse. Nutno uvést, že tvrdost není rozhodujícím měřítkem odolnosti proti opo-

třebení. Při tvrdosti nad 600 odolnost proti opotřebení klesá. Rozhodujícím činitelem je struktura oceli. Největší odolnost proti opotřebení má struktura globulárního cementitu uloženého v tvrdé a houževnaté základní hmotě. Příznivě se projevuje i přítomnost některých nitridů, popřípadě boridů. — (Konec doplňku)

*

Uhlíková a slitinová ocel: K. ROESCH [32] popisuje zkoušky lité oceli za podmínek podobných provozním podmínkám. Zkoušky se konaly na dvou strojích. V prvém případě byly vzorky zasypány jemným, suchým křemenným pískem a odírány tyčí pohybující se dopředu a dozadu, která byla zatížena velkou silou. Tato zkouška napodobovala skutečné provozní podmínky v mlýnech. V druhém případě bylo studováno opotřebení proudem vodní suspenze jemného křemene, čímž byly napodobeny provozní podmínky čerpadel a turbín.

Válce ve válcovnách: viz [127] až [131], [141].

Doplněk inž. B. a inž. T.

V posledních letech se stále více uplatňují válce z tvárné litiny [127], které s úspěchem nahrazují válce z lité oceli, kované válce a málo výkonné druhy litinových válců. Válce z tvárné litiny mají nejen lepší trvanlivost, ale jsou i lacinější.

Trvanlivost válců pro válcovny závisí hlavně na jejich odolnosti proti opotřebení a na pevnosti (tvrdosti) [128]. Trvanlivost ocelových poutnických válců lze zlepšit volbou výšeuhlíkových legovaných ocelí a vhodným tepelným zpracováním a kromě toho také navařováním.

Zlepšení trvanlivosti měkkých litinových válců používaných na kolejnicových, sochorových a hrubých tratích je možno dosáhnout zmenšením obsahu uhlíku na 2,2 až 2,4 % C [129]. Tato úprava chemického složení materiálu vede ke zvýšení tvrdosti pracovní vrstvy a k zmenšení opotřebení, na něž má vliv také příznivé rozložení grafitu. — (Konec doplňku)

*

Ventilová sedla: viz [50], [51].

V. ZÁBRANA OPOTŘEBENÍ

a) Nejúčinnějšího zmenšení tření se dosáhne dobrým mazáním. Teorie mazání je uvedena v práci [12].

Opotřebení se zmenší:

b) zvětšením tvrdosti oceli zakalením, cementací nebo nitridováním [64], křemíkováním [60] nebo navařením povrchu otěruvzdornou slitinou [62];

c) zvýšením pevnosti v tlaku. Jako příkald lze uvést slinuté karbidy, které mají neobyčejně velkou tvrdost a rovněž pevnost v tlaku, a proto mají velmi dobrou odolnost proti opotřebení [56];

d) zvýšením hladkosti povrchu. Hladký povrch je základní podmínkou malého opotřebení. Hladkost lze zlepšit např. elektrolytickým pokovením [61];

e) volbou technické slitiny s velkou odolností proti opotřebení, např. Hadfieldovy manganové austenitické oceli. Tato ocel se velmi dobře osvědčuje všude, kde zatížení povrchu je způsobeno nárazy, např. při výkopech v kamenité půdě. Litá Hadfieldova ocel je křehká, protože obsahuje velké množství manganového cementitu. Ohřevem na vysokou teplotu se cementit rozpustí v austenitu a zakalením do vody se zabrání

jeho vyprecipitování. Po zakalení má ocel metastabilní austenitickou strukturu, která se v povrchových vrstvách mění velkým tlakem při tření o kameny v půdě na tvrdý martensit, dobře odolávající opotřebení. Když se martensitická povrchová vrstva opotřebí, nastane další přeměna austenitu na martensit.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Podle současných názorů má na opotřebení této oceli vliv zpevnění povrchových vrstev, vyvolané vysokými měrnými tlaky a silnými rázy [126]. Stupeň zpevnění je u čistě austenitické struktury nejvyšší při namáhání rázem. S vylučováním karbidů a ostatních rozpadových složek austenitu klesá schopnost zpevnění. Opotřebení, nepřímo úměrné velikosti austenitického zrna, roste s množstvím rozpadových složek austenitu ve struktuře. Zvyšuje se tedy se stupněm zpevnění povrchové vrstvy.

f) Z práce J. Shona [123] vyplývá, že pro správnou volbu materiálu je nutno respektovat podmínky opotřebení, které je možno rozdělit do tří skupin:

1. opotřebení bez působení rázů (např. osové ventilátory na kouřové plyny, potrubí na dopravu sypkých hmot);
2. opotřebení za působení silných rázů (např. mlýny na uhlí, zuby rypadel pracujících v zemině);
3. opotřebení za působení silných rázů (např. čelisti drtičů na kámen).

g) Za významný objev posledních let lze považovat sirník molybdeničitý, který zmenšuje tření a opotřebení. MoS_2 o vyšším stupni čistoty je vhodným prostředkem při zlepšování trvanlivosti a funkční spolehlivosti pohybových součástí strojů [124], [125]. Z cenových důvodů se může uplatnit především tam, kde tření nastává při vysokých tlacích, teplotách a rychlostech. Metoda bývá někdy nazývána *sulfonizací*. Při této úpravě se povrch součásti nasytí amorfní sírou.

h) Zlepšené odolnosti proti abrazívnímu opotřebení kovových součástí se dosáhne zásadně těmito způsoby [119]:

1. vhodnou volbou materiálu, který zaručuje dobrou odolnost proti opotřebení po celém činném průřezu;
2. nanesením tvrdé slitiny dobře vzdorující opotřebení na základní materiál;
3. vhodným tepelným zpracováním a různými tepelně chemickými úpravami.

Zkušenosti dokazují, že navařováním otěruvzdorných materiálů lze dosáhnout podstatných úspěchů. Tyto materiály tvoří většinou legované slitiny, v nichž legující přísady tvoří s uhlíkem karbidy, zpravidla komplexního složení. Tyto legující prvky mají zároveň zpevnit základní hmoty slitiny, v níž se předpokládá rovnoměrné rozložení karbidů. — (Konec doplňku)

*

Klíč k seznamu literatury

LITERATURA KE KAPITOLE XV

1. A. S. M. Subcommittee on Wear of Metals: Wear of Metals, *Metals Handbook*, American Society of Metals, Cleveland (1948) 216—222.
2. Prof. John T. Burwell, editor: *Mechanical Wear*, Symposium (June 1948), publ. by The American Society for Metals, Cleveland (1950) (22 papers).
3. H. W. Gillett: Considerations Involved in the Wear Testing of Metals. *A. S. T. M., Symposium on Wear of Metals* (1937).
4. J. W. Donaldson: Metallic Wear of Metals and Alloys. *Metallurgia, 26* (Sep. 1942).
5. C. H. Desch: *The Chemistry of Solids*, Cornell University Press, Ithaca (1934); see Chapter VIII on Abrasion and Corrosion Fatigue.
6. Hans Meyer: The Analysis of Wear Processes as the Starting Point in the Wear-Testing of Metals. *Intern. Assoc. Testing Materials, Congr., London* (1937).
7. Roy D. Haworth, Jr.: Abrasive Wear of Metals. *Metal Progr., 55* (No. 6, June 1949).
8. H. E. Smith: Experiments on the Abrasion of Metals. *Intern. Assoc. Testing Materials, Congr. London* (1937), Advance Proof, Group A, pp. 148—149.
9. Thomas C. Poulter: The Mechanism of Cavitation Erosion. *The Frontier, 10* (June 1947) 7—11, 28.
10. H. Shaw: Initial Wear. *Machinery* (London), *45* (1934).
11. Editorial. — Metallurgical Aspects of Wear. *Machinery* (London), *63* (Aug. 19, 1943) 211—213.
12. Edgar L. Francis: Studies of the Wire-Drawing Process. Part III. *Iron Steel Inst. (London), Carnegie Schol. Mem., 21* (1932).
13. J. R. Spence: Hardness vs. Wear Resistance. *Welding J.* (N. Y.), *22* (March 1943) 179—181.
14. L. M. Tichvinsky: Wear in Lubricating Problems. *Trans. A. S. M. E., 61* (1937).
15. Yoshiro Fujii: Abrasion at High Temperatures. *Tetsu-to-Hagane* (J. Iron Steel Inst., Japan) *21* (1935).
16. M. Fink: Recent Results of the Investigation of Wear. *Z. Ver. deut. Ing., 74* (Jan. 18, 1930) 85—87.
17. Dr. Max Fink: Wear Oxidation, a New Component of Wear. *Trans. A. S. S. T.* (Aug. 1930).
18. M. Fink and U. Hoffmann: The Wear of Metallic Materials by Frictional Oxidation. The Question of the Origin of Fatigue Fractures. *Metallwirtschaft, 13* (1934).
19. F. Roll and W. Pulewka: Contribution on the Occurence of Frictional Oxidation. *Z. anorg. allgem. Chem., 221* (1934).
20. Samuel J. Rosenberg and Louis Jordan: The Influence of Oxide Films on the Wear of Steels. *Trans. A. S. M.* (Sep. 1935).

21. O. W. Ellis: Wear Tests on Ferrous Metals. *Trans. A. S. M., 30* (No. 2, June 1942).
22. A. Stadeler: Dependence of Wear upon the Microstructure. *Stahl u. Eisen, 45* (July 9, 1925) 1195—1198.
23. A. L. Boegehold: Wear Tests and Value of Hardness Testing for Control of Products. *Trans. Am. Foundrymen's Assoc., 41* (1933).
24. M. Spindel: Wear Testing of Materials. *Intern. Assoc. Testing Materials, Congr., Amsterdam* (1927).
25. British Cast Iron Research Association. — *Bibliography on the Production and Composition of Chilled Rolls* (1938).
26. N. N. Sawin: Wear of Hard Metallic Surfaces. *Am. Machinist, 77* (Sep. 2, 1933).
27. N. N. Sawin: Wear Resistance Measured in Laboratory and Shop. *Am. Machinist, 92* (May 20, 1948) 98—101.
28. C. J. Coberly and Fred M. Arnold: Frictional Wear Tests of Lubricated Surfaces. *Trans. A. S. M., 26* (No. 4, Dec. 1938).
29. F. G. Brickwedde: A New Method of Measuring Wear of Machinery Surfaces. *Instruments, 20* (July 1947) 620—622.
30. Samuel A. McKee: An Indentation Method for Measuring Wear. *J. Research Natl. Bur. Standards, 39* (Aug. 1947) 155—161.
31. J. T. Burwell, Jr.: Radioactive Tracers in Friction Studies. *Nucleonics* (Dec. 1947) 38—49.
32. K. Roesch: Wear Tests on Alloyed and Unalloyed Cast Steel. *Giesserei, 23* (Feb. 28, 1936) 97—101.
33. Editorial. — Rails are Improved. Problem of End Batter. *Metal Progr.* (July 1936).
34. L. Lubimoff: Effect of Condition of Track on Wear of Rails. *Organ Fortschritte Eisenbahnwesens, 83* (Oct. 15, 1928).
35. N. Dawidenkow: The Deformation Wear of Rails. *Stahl u. Eisen, 50* (Nov. 6, 1930) 1580—1584.
36. T. E Norman and C. M. Loeb, Jr.: Wear Tests on Grinding Balls. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 2319* (1948).
37. T. K. Prentice: Ball Wear in Cylindrical Mills. *J. Chem. Met. Mining Soc. S. Africa, 43* (Jan.—Feb. 1943) 99—116.
38. M. S. Volobajev: Rubbing Tests for the Wearing Properties of Balls. *Vestnik Metaloprom.* (The Metal Industry Herald), *13* (No. 9, 1933) 72—73.
39. J. W. Bolton: *Gray Cast Iron,* Penton Publishing Co., Cleveland (1937).
40. H. Bornstein and J. W. Bolton: Cast Iron. Wear of Gray Cast Iron. *Metals Handbook,* American Society for Metals, Cleveland (1948) 576.
41. F. Heimes and E. Piwowarsky. — Tests of Cast Iron on a New Wear-Testing Machine. *Arch. Eisenhüttenw., 6* (May 1933).
42. E. Söhnchen and E. Piwowarsky: Influence of Chemical Composition on the Wear of Cast Iron. *Arch. Eisenhüttenw., 7* (Dec. 1933).
43. A. Wallichs and I. Gregor: Wear Tests on Various Automobile Cylinder Cast Irons with Wear-Testing Machines and in Motor Engines. *Giesserei, 20* (Nov. 1933).
44. F. K. Neath: The Wear of Cast Iron. *Foundry Trade J., 48* (March 1933).
45. American Foundrymen's Association. — *Alloy Cast Iron Handbook,* 2nd, Ed., Chicago (1944).
46. H. R. Clauser: Induction Hardening Increases Wear Life of Cast Iron Parts. *Materials & Methods, 29* (Feb. 1949) 48—52.
47. H. B. Knowlton and E. H. Snyder: Selection of Steel and Heat Treatment for Spur Gears. *Trans. A. S. M., 28* (No. 3, Sep. 1940).
48. S. H. Frederick: Wear of Splined Shafts. *Machinery* (London), *70* (March 20, 1947) 289—290.
49. Friedrich Hanft: Investigation of the Wear of Motor Vehicle Parts. *Automobiltech. Z., 39* (No. 1, 1936) 9—19.
50. C. G. Williams: Valve Seat Wear. Report to the Institute of Automobile Engineers Research and Standardisation Committee. *Engineering, 137* (1934).
51. C. G. Williams: Valve-Seat Wear. *Automobile Engr., 25* (1935).
52. H. J. French and H. K. Herschmann: Recent Experiments Relating to the Wear of Plug Gages. *Trans. A. S. S. T., 19* (1932).
53. M. Fink and U. Hoffmann: Wear of Toothed Wheels. *Z. Ver. deut. Ing., 77* (Sep. 9, 1933).

54. American Society for Metals. — Wear of Rolls. *Metals Handbook* (1948) 56.
55. N. O. Homerberg and J. P. Walsted: Wear Resistance of Nitrided Alloys. *Metal Progr.*, *18* (Dec. 1936).
56. American Society for Metals.-Wear of Sintered Carbide. *Metals Handbook* (1948) 62.
57. W. H. Snair and W. P. Wood: The White Layer Structure in the Erosion of Machine Gun Barrels. *Iron and Steel* (London), *13* (No. 5, Feb. 1940) 151—154.
58. James A. Broadston: Erosive Effects of Gun Blast on Material — Development of a Strong Brittle Alloy. *A. S. T. M., Bull.* (Oct. 1947).
59. Howard S. Avery and M. J. Day: Austenitic Manganese Steel. *Metals Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1948) 526—534.
60. Harry K. Ihrig: Silicon Impregnation. *Metals Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1948) 709.
61. William Blum: Electroplated Metal Coatings. *Metals Handbook*, A. S. M., Cleveland (1948) 716.
62. C. W. Obert: Facing or Surfacing by Welding. *Metals Handbook*, A. S. M., Cleveland (1948) 722.
63. J. S. Martin: Worn Machine Parts Reclaimed by Spraying. *Iron Age*, *140* (No. 6, 1937) 6.
64. H. Kallen and H. Schrader: On Processes for Increasing the Surface Wear Resistance of Crankshafts. *Tech. Mitt. Krupp.* (No. 2, July 1933).
65. A Discussion on Friction. *Proc. Roy. Soc. (London)*, *A 212* (May 22, 1952) 439 až 520.
66. R. Wilson: Influence of Oxide Films on Metallic Friction. *Proc. Roy. Soc. (London)*, *A 212* (May 22, 1952) 450—452.
67. H. Block: War on Wear. *Engineering*, *173* (May 9, 1952) 625—626.
68. R. A. Dodd: Residual Stresses in Chill-Cast and Continuously Cast Aluminum Alloy Billets. *J. Ins. Metals*, *80* (May 1952) 493—500.
69. F. Eugene: Contribution to the Study of the Wear of Cutting Tools. *Rev. mét.* (April 1952) 267—282; in French.
70. E. M. Ellsworth: Harden Cutting Edges and Increase Wear Resistance of All Types of Steel. *Industry and Welding*, *25* (Oct. 1952).
71. Editorial. — Friction: Main Cause of Engine Wear. *Petroleum Processing*, *7* (Sep. 1952) 1263—1266.
72. J. T. Burwell and C. D. Strang: On the Empirical Law of Adhesive Wear. *J. Appl. Phys.*, *23* (Jan. 1952) 18—28.
73. Werner Papsdorf: Friction, Wear and Lubrication in Wiredrawing. *Stahl u. Eisen*, *72* (April 10, 1952) 393—399; in German.
74. E. M. Treat: Some Factors Affecting Wear of Cemented Carbide Tools. *Inst. Mech. Engrs.* (London), *Proc.*, *Section A*, *166* (No. 1, 1952) 64—70; discussion pp. 70—74.
75. H. Meincke: Measurement of Surface Wear. *Engr's Digest*, *11* (Dec. 1950) 417—419.
76. W. R. Jewell: Apparatus for Measuring Internal Friction in Transversely Vibrating Metal Reeds. *Rev. Sci. Instr.*, *24* (Jan. 1953) 5—10.
77. E. P. Naděnskaja: Investigation of Wear of a Cutting Tool by means of Radioactive Isotopes. *Izvest. Akad. Nauk S. S. S. R.*, *Otdel. Tech. Nauk* (Bulletin of the Academy of Sciences of the U. S. S. R., Section of Technical Science) (No. 1, Jan. 1, 1954) 24—40; in Russian.
78. M. Ch. Drits: Methods of Wear Testing of Bearing Alloys on the Amsler Machine. *Factory Lab.* (U. S. S. R.), *13* (June 1947) 757—760; in Russian.
79. P. L. Pinotti, D. E. Hull and E. J. McLaughlin: Harness Nuclear Fission to Measure Engine Wear. *S. A. E. Journal*, *57* (June 1949) 52—54.
80. Ragnar Holm: Hardness and its Influence on Wear. *Mechanical Wear*, American Society for Metals, Cleveland (1950) 309—321- discussion pp. 321—329.
81. Lowell H. Milligan: Wear of Metals Against Smooth Refractory Materials. *Mechanical Wear*, American Society for Metals, Cleveland (1950) 331—339.
82. R. Tosterud and E. Stenfors: Investigation of Roll Wear in the Hot Rolling of Wire and Strip. *Engr's Digest*, *3* (Oct. 1946) 510—512.
83. S. H. Frederick: Wear of Splined Shafts. *Machinery* (London), *70* (March 20, 1947) 289—290.
84. Ray McBrian and L. C. Atchison: Seven Causes of Railroad Diesel Engine Wear. *S. A. E. Journal*, *58* (July 1950) 18—21.
85. Suyzi Ando and Tadashu Numazu: The Wear of Cast Iron in Sewing Machines. *J. Casting Inst. Japan*, *21* (No. 3, 1949) 10—18; in Japanese.

86. G. Tolley: Surface Reactions of Metals; Effect on Wear, Friction, Lubrication and Finishing. *Metal Ind.* (London), *75* (July 22, 1949) 68—70; 73, (July 29, 1949) 89—91; (Aug. 5, 1949) 112—113.
87. P. P. Grudov and Ch. V. Levant: Influence of Wear of Cutting Tool on Microgeometry of Surface. *Stanki i Instrument* (Machine Tools & Instruments), *21* (April 1950) 17—18; in Russian.
88. S. G. Daniel and R. Graham: Some Factors Affecting the Wear of Bronze. *Proc. First World Met. Congr., A. S. M. 1951* (publ. 1952) 613—631.
89. Hans Wahl: Protection against Wear. *Metalloberfläche, Ausgabe A, 1* (June 1947) 145—151; in German.
90. D. S. Kazarnovskij and I. S. Svet: Resistance to Wear of Heavily Loaded Gears. *Vestnik Mašinostrojenija* 30 (Jan. 1950) 20—23; in Russian.
91. Editorial. — Duriron. Corrosion and Wear Resistant Iron Alloy. *Alloy Digest, No. Fe-5* (May 1954).
92. Editorial. — Shot-Peening to Increase Wear Resistance. *World Oil, 127* (April 1948) 192.
93. Editorial. — Preventing Tool Galling by Nitriding. *Steel, 117* (Dec. 10, 1945) 142, 144.
94. M. B. Roosa: Application of Wear Resistant Phosphate Coatings to Ferrous Surfaces. *Lubrication Eng. 6* (June 1950) 117—120; discussion pp. 120—121.
95. T. E. Norman: Wear Resistant Steel Castings for the Mining Industry. *Metallurgia, 33* (Dec. 1945) 83—84.
96. H. Blok and G. Salomon: Combating Wear and Tear. *Metalen, Suppl. Handel en Industrie, 9* (No. 4, Feb. 28, 1954) 26—30; in Dutch.
97. P. P. Budnikov, D. P. Bogatskij, A. A. Lebedkov and Ja. L. Rozenblit: Several Means on Increasing the Wear Resistance of Open Heart Furnaces and Improving their Operation. *Izvest. Akad. Nauk. S. S. S. R., Otdel. Tech. Nauk* (June 1950) 901—913; in Russian.
98. Editorial. — New Hard Coating Gains Wear Applications for Aluminum. *Materials & Methods, 32* (Aug. 1950) 62—64.
99. M. G. Fontana and W. A. Luce: Erosion-Corrosion of Metals and Alloys. *Corrosion, 5* (June 1949) 189—193.
100. J. Neill Greenwood, D. R. Miller and J. W. Suiter: Intergranular Cavitation in Stressed Metals. *Acta Metallurgica, 2* (No. 2, March 1954) 250—258.
101. Editorial. — Fretting Corrosion. *Lubrication, 34* (March 1948) 25—36.
102. Arthur H. Allen: Fretting Corrosion — What It Is, Its Cause and Possible Preventives. *Metal Progr., 62* (Dec. 1952).
103. D. S. Clark and R. B. Freeman: An Energy Method for Determining Relative Sliding Wear Resistance. *Metal Progr.* (Sep. 1936) 73—74.
104. T. L. Oberle: Properties Influencing Wear of Metals. *J. Metals* (June 1951) 438G—439G.
105. Editorial. — Wear Properties of Ductile Cast Iron. *Product Eng., 24* (Feb. 1953) 125—127.
106. E. J. Brown: Castings to Resist Abrasive Wear. *Proc. Inst. Brit. Foundrymen, 45* (1952) B29—B37.
107. Hans Bühler: Wear Tests on Cutting and Stamping Steels. *Métaux Corrosion-Inds. 28* (No. 329, Jan. 1953) 36—42; in French.
108. J. T. Burwell: Wear Tests and Service Performance. *Interpretation of Tests and Correlation with Service*, American Society for Metals, Cleveland (1951), pp. 88—140.
109. Hans Wahl: Review of the Field of Wear and Tear. Parts II and III. *Metalen, 9* (No. 5, March 15, 1954) 68—74; (No. 6, March 31, 1954) 91—98; in German.
110. D. E. Norquist and J. E. Moeller: Relative Wear Rates of Various Diameter Grinding Balls in Production Mills. *Mining Eng., 187* (June 1950); *Trans. A. I. M. E., 187* (1950) 712—724; discussion p. 714.
111. E. Crewdson: Cavitation. *Engineer, 195* (Jan. 23, 1953) 122—123.
112. A. F. Sprankle and R. W. Dayton: Galling Tests of Graphitic and Regular Oil Hardening Die Steels. *Metal Progr., 54* (July 1948) 65—69.
113. Editorial. — A Method for Measuring Wear. *Production, Engineering and Management, 22* (Aug. 1948) 54.
114. Roy D. Haworth, Jr.: Abrasive Wear of Metals. *Metal Progr., 55* (June 1949) 842—848.

Doplňky literatury ke kapitole XV

Sestavili inž. B. a inž. T.

115. A. Beneš a V. Vrzal: Opotřebení kovů a jeho zkoušení. Hutnické listy XIII (1958), č. 12, str. 1123/1129.
116. F. Štorek, J. Vršek, J. Likeš: Stanovení opotřebení mlecích koulí v kulových mlýnech pomocí radioisotopů. Hutnické listy XIV (1959, č. 1, str. 89/92).
117. L. Šimon: Měření opotřebení strojních součástí metodou radioaktivních isotopů. Strojírenství 7 (1957), č. 1, str. 41/47.
118. V. Marek: Bezporuchové zkoušení pístních kroužků ze šedé litiny. Strojírenství 6 (1956), č. 8, str. 532/536.
119. K. Löbl, J. Najnar, R. Stárek: Zvyšování odolnosti strojních částí proti abrasivnímu opotřebení. Strojírenství 6 (1956), č. 6, str. 395/405.
120. S. Hořejš: Hodnocení otěrových vlastností železničních kolejnic a obručí na základě laboratorních zkoušek. Hutnické listy XI (1956), č. 12, str. 721/728.
121. S. Hořejš: Vliv tepelného zpracování železničních obručí na jejich opotřebení. Hutnické listy XII (1957), č. 3, str. 277/288.
122. S. Hořejš: Studium nízké životnosti tramvajových monobloků. Hutnické listy XV (1960), č. 10, str. 771/778.
123. J. Shon: Volba materiálu pro součásti podléhající abrasivnímu opotřebení. Strojírenství 5 (1955), č. 7, str. 525/529.
124. J. Najnar: Sirník molybdeničitý — novodobý prostředek proti zadírání a opotřebení. Strojírenství 7 (1957), č. 9, str. 703/706.
125. K. Štěpánek: Sulfonisace. Strojírenství 4 (1954), č. 11, str. 869/870.
126. K. Stránský, A. Lorenc: Opotřebitelnost 12% austenitické manganové oceli na odlitky. Slévárenství 8 (1960), č. 8, str. 277/281.
127. A. Šprencl: Válce z tvárné litiny. Hutník 11 (1961), č. 5, str. 219/223.
128. O. Pejčoch: Zvyšování životnosti ocelových poutnických válců válcoven trub. Hutník 10 (1960), č. 2, str. 65/68.
129. K. Kamenský a L. Toman: Vliv obsahu uhlíku na vlastnosti některých litinových válců. Hutník 8 (1958), č. 8, str. 273/277.
130. J. Ptáčník a M. Samotný: Vliv materiálu na životnost vložených válců. Strojírenství 11 (1961), č. 8, str. 598/602.
131. M. Šourek: Vliv makrostruktury na životnost litinových válců pro válcování plechů za studena. Hutník 6 (1956), č. 4, str. 113/117.
132. F. Šícha: Opotřebení železničních materiálů. Hutnické listy VII (1952), č. 7, str. 356/364, č. 9, str. 473/479.
133. J. Hilken: Kluzná ložiska s čepy potaženými silonem. Strojírenství 6 (1956), č. 8, str. 563/565.
134. V. Oliverius: Zvýšit životnost kovárenských zápustek. Hutník 2 (1952), č. 6, str. 137/139.
135. J. Belák: Pístní kroužky ze spékané oceli. Strojírenství 7 (1957), č. 1, str. 49/51.
136. V. Oliverius: Pístní kroužky očima hutníka. Strojírenství 4 (1954), č. 7, str. 527.
137. Z. Hostinský; F. Štorek: Odolnost různých materiálů proti otěru v cementárenských mlýnech. Slévárenství 8 (1960), č. 2, str. 44/46.
138. V. Suchánek: O lepší využití ložiskových kovů a slitin. Hutník 1 (1951), č. 4, str. 90.
139. S. Balicki: Ložiskové slitiny bez cínu. Praha, SNTL 1957.
140. J. Shon: K otázce zadírání materiálů pro vřetena a matice armatur. Strojírenství 3 (1953), č. 7, str. 516/523.
141. M. Honzík a J. Teindl: Jak zacházet s válci. Hutník 1 (1951), č. 4, str. 84/88.
142. F. Křístek: Kontinuální sledování opotřebení soustružnických nástrojů. Strojírenství 12 (1962), č. 1, str. 44/48.
143. Can metal wear be conquered? Iron Age 189, 1962, č. 10, str. 73/75.
144. K. V. Savickij, Ju. F. Malyšev: Vlijanije struktury izbytočnovo cementita na iznostojkost vysokouglerodistych stalej. Izv. vys. učeb. zaved. Fiz. 1962, č. 2, str. 153/157.
145. V. T. Šaran: Ustanovka dlja komplexnych issledovani iznosa i ustalosti stali. Zavod-Labor., 1960, č. 2, str. 241/242.
146. H. Röber: Beitrag zur Verschleissprüfung. Maschinenbautechnik 1959, č. 10, str. 544/553.

147. D. B. Smith u. Kol.: Die Verwendung radioaktiver Stoffe zur Untersuchung des Verschleisses von Schmiedegesenken. Schmiedetechn. Mittl. 48 (1968), č. 5, str. 571/572.
148. M. M. Tenenbaum, A. M. Kogan: O kriterijach ocenki dolgovečnosti mašin. Vest Mašinostroj. 38 (1958), č. 4, str. 65/68.
149. V. M. Gusterman, M. M. Tenenbaum: Vlijanije mikrostruktury na iznosostojkost uglerodistych stalej pri abrasivnom iznošivaniji. Metalloved. Obrab. Metalla 1956, č. 11, str. 15/23.
150. Verschleissversuche. VDI: Zeitschr. 97 (1955), č. 25, str. 888/890.
151. K. Löbl: Tvrdé návary. Praha, SNTL, 1955.
152. B. I. Kostrckij. Odolnost strojních součástí proti opotřebení. Praha, Průmysl. vydavatelství, 1952.
153. J. Novák: Abrasivní účinky hydrosměsí při hydraulické dopravě. Strojírenství 8 (1958), č. 2, str. 149/151.
154. K. Kolář: Nástřik kluzných vrstev a jejich vlastnosti. Strojírenství 8 (1958), č. 7, str. 513/516.
155. A. Hebký: Otázky kavitace. Strojírenství 8 (1958), č. 8, str. 583/588.

Kapitola XVI

KOROZE

I. VÝVOJ POZNATKŮ O KOROZI A ZÁKLADNÍ POJMY

Atmosférická koroze způsobuje obrovské ztráty oceli a náklady na obnovování tohoto kovu a jeho ochranu proti korozi dosahují závratné výše.

Při ohřevu oceli na vzduchu na vysokou teplotu se část kovu okysličí a přemění na okuje. Okujení se označuje někdy jako koroze, ale výhodnější je označení „*suchá oxydace*" nebo „*suchá koroze*". Je-li naproti tomu ocel vystavena vlhkému vzduchu při normální teplotě, probíhá okysličování zcela jinak a označujeme je vždy jako *korozi*. Korozní produkt nazýváme v tomto případě *rez*. Chemickou analýzou zjistíme, že obsahuje hydroxyd železitý a kysličníky železa.

Podle dřívějších teorií by nemohla pouze voda nebo vzduch způsobit korozi. Předpokládalo se, že k rozpuštění železa je nutné spolupůsobení kyseliny. Věřilo se, že v prvním stadiu koroze kyselina, obvykle uhličitá, rozpouští železo, přičemž vzniká rozpustná železnatá sůl, a že tato sůl se dále oxyduje na hydratovaný kysličník železitý čili rez. Příslušné reakce se vyjadřovaly těmito rovnicemi:

$$Fe + 2\,CO_2 + 2\,H_2O = Fe(HCO_3)_2 + H_2$$

(rozpustný kyselý uhličitan železnatý)

$$Fe(HCO_3)_2 + aq = FeO.aq + H_2O + 2\,CO_2$$

$$4\,Fe.aq + O_2 = 2\,Fe_2O_3.aq \qquad \text{(rez)}$$

Protože se při těchto reakcích uvolňuje kyselý radikál (CO_2), který napadá železo, koroze pokračuje do nekonečna. Tyto reakce byly základem *teorie koroze účinkem kyseliny uhličité.*

Pokusy, které vykonal r. 1903 W. R. Whitney [13], naznačily úplně jiné vysvětlení podstaty koroze. Whitney ponořil vyleštěné vzorky železa do zkumavek naplněných vodou, z níž byl zcela vypuzen vzduch vyvařením, a zkumavky zapečetil. Během několika týdnů se vzhled vzorků nijak nezměnil. Když však zkumavky otevřel a vpustil do nich malé množství vzduchu, vyloučila se z vody sraženina hydroxydu železitého. Whitney se domníval, že se část železa ve vodě rozpustila a za přítomnosti vzdušného kyslíku se přeměnila na hydroxyd železitý. Tato reakce proběhla za nepřítomnosti jakékoli kyseliny. Proto usoudil, že pochod musí mít elektrolytickou povahu.

Teorie ionizace a elektrolytické koroze. Rámcová formulace teorie ionizace pochází od Farradaye a vědecky ji vyjádřil Svante Arrhenius r. 1887. Podle této teorie se molekuly kyselin, zásad nebo solí ve vodném roztoku (označovaném obvykle jako elek-

trolyt) štěpí (disociují) na pozitivně a negativně nabité částice, zvané *ionty*. Například kyselina HCl disociuje na H^+ a Cl^- a louh sodný na Na^+ a OH^-. Prochází-li roztokem elektrický proud, ionty s kladným nábojem (nazývané *kationty*) se pohybují směrem ke katodě a ionty se záporným nábojem *(anionty)* k anodě.

Teorie elektrolytické disociace předpokládá, že při každé teplotě je disociována pouze určitá malá část všech molekul v roztoku a že vznikne stejný počet aniontů a kationtů. Zákon vyjadřující vztah mezi koncentrací elektrolytu a stupněm disociace byl poprvé formulován Ostwaldem a je znám jako *Ostwaldův* disociační zákon. Podle tohoto zákona je podíl ze součinu koncentrací iontů a koncentrace nerozložených molekul v roztoku konstantní. Pro čistou vodu můžeme tento zákon napsat takto:

$$\frac{\text{koncentrace kationtů } (H^+) \times \text{koncentrace aniontů } (OH^-)}{\text{koncentrace nedisociovaných molekul } H_2O} = \text{konst}$$

Protože koncentrace nedisociovaných molekul vody je velmi vysoká a můžeme ji pokládat za konstantní, lze tento zákon psát též ve tvaru:

$$\text{koncentrace kationtů } (H^+) \times \text{koncentrace aniontů } (OH^-) = \text{konst } K.$$

Konstanta K má při 25 °C hodnotu asi 10^{-14}, a z toho vyplývá, že v čisté vodě má každý iont koncentraci asi 10^{-7} ekvivalentů na litr. Hodnota K byla stanovena různými metodami a ve všech případech byla zjištěna v podstatě stejná hodnota ([11], str. 301, 377).

Pro zkrácení výrazu „10^{-7} ekvivalentů na litr" bylo zavedeno označení pH. Hodnota pH je definována jako *logaritmus převratné hodnoty koncentrace vodíkových iontů*. pH čisté vody je 7 a při této hodnotě je koncentrace množství vodíkových kationtů (H^+) a hydroxylových aniontů (OH^-) stejná. Přidá-li se však do vody např. kyselina solná HCl, disociuje na kationty vodíku (H^+) a anionty chlóru (Cl^-), čímž se zvýší koncentrace vodíkových iontů, a tím se zmenší její převratná hodnota i logaritmus převratné hodnoty a korozívnost vody se zvýší. Přísada jakékoli alkálie bude mít opačný účinek, protože se zvýší koncentrace hydroxylových aniontů (OH^-) a korozívnost vody se zmenší.

V přírodní vodě bývá nejčastěji kysličník uhličitý, který se slučuje s vodou na H_2CO_3 nebo v ionizovaném stavu na $2(H^+)$ a (CO_3^{--}). Přírodní voda však obsahuje též některé alkalické soli, a proto její pH bude záviset na poměru mezi oběma přísadami ([18], str. 210 až 212).

Evansovo vysvětlení Whitneyových pokusů. U. R. EVANS podal toto vysvětlení Whitneyova pokusu: Při ponoření železa do vody přejde část kovu v podobě iontů do roztoku a na povrchu nerozpuštěného kovu se uvolní stejné množství vodíku podle rovnice: $Fe + 2(H^+) 2(OH^-) \rightleftarrows (Fe^{++}) + H_2 + 2(OH^-)$. Připustí-li se do systému kyslík, uvolněný vodík se s ním sloučí na vodu, takže do roztoku může přejít další množství železa, až se dosáhne nasyceného stavu, kdy hydratovaný kysličník železnatý, více méně zoxydovaný nadbytkem vzduchu na kysličník železitý, se vyloučí z roztoku.

Dále se zjistilo, že koroze může nastat bez vnějšího zdroje elektrického proudu, protože elektrický proud může vzniknout spontánně. Vodivý styk dvou různých kovů v chemicky aktivním roztoku dostačuje ke vzniku galvanického proudu, který způsobí napadení jednoho z kovů (anody). Koroze může také začít na povrchu kovu za přítomnosti vody, mají-li dvě místa na povrchu rozdílné chemické nebo fyzikální vlastnosti, a tím rozdílný potenciál.

Okysličování železa a oceli při vysokých teplotách se od koroze zásadně liší. Základní informace o okysličování kovů za vysokých teplot jsou v pracích [1] a [2] v literatuře ke kapitole 7.

V další části tohoto oddílu vysvětlíme význam výrazů, jimiž se označují jednotlivé typy koroze. Příčiny jednotlivých druhů koroze a prostředky k zabránění koroze probereme v dalších oddílech této kapitoly.

Doplněk inž. B. a inž. T.

V moderním pojetí se koroze definuje jako *znehodnocení materiálu, vznikající vzájemným působením materiálu a prostředí*. Podle mechanismu se korozní děje rozdělují na chemické a elektrochemické. *Chemická koroze* probíhá v plynných prostředích za vyšších teplot a v elektricky nevodivých prostředích. *Elektrochemická koroze* probíhá zpravidla ve vodivých kapalných prostředích. Předpokládá se však, že i ve vodivých prostředích převládá někdy vliv chemických korozních reakcí.

Nejdůležitějším typem *chemické koroze* jsou pochody v plynných prostředích za vysokých teplot. Vznik okují nebo jiných korozních zplodin (podle složení agresívního plynu) je podle C. Wagnera [385] výsledkem mnoha fyzikálně chemických pochodů, z nichž nejpomaleji probíhá obvykle difúze vrstvou vzniklých korozních zplodin, která tedy rozhoduje o reakční rychlosti. Směr a rychlost difúze je určena polovodivými vlastnostmi zplodin. Změnou těchto vlastností, např. přilegováním jiného kovu, je možno na rychlost koroze podstatně působit. Důležitým kinetickým faktorem chemické koroze je také teplota. S rostoucí teplotou se zvětšuje rychlost difúze a vodivost vrstvy zplodin. Korozní prostředí má významný vliv na rychlost chemické koroze, poněvadž určuje složení korozních zplodin, a tím hlavní kinetický faktor.

Na průběh *elektrochemické koroze* má vliv mnoho vnějších i vnitřních činitelů. Největší vliv mají také vznikající korozní zplodiny, které jsou většinou polovodiči. Různými energetickými zásahy lze měnit jejich vlastnosti, a tím i mechanismus celého korozního děje. Zplodiny koroze mohou mít také vliv na složení korozního prostředí, takže se změní jeho vlastnosti, a tím i rychlost celého korozního pochodu. Přitom složení korozního prostředí určuje spolu s elektrochemickými vlastnostmi kovu naopak povahu vznikajících korozních zplodin. Rovněž teplota určuje postup elektrochemické koroze, její vliv není však jednoznačný, poněvadž jednak urychluje difúzi a chemické reakce, jednak snižuje rozpustnost plynů (např. kyslíku) v roztocích. — (Konec doplňku)

*

Elektrochemická čili galvanická (anodická) koroze. Tato koroze se definuje jako místní koroze navzájem vodivě spojených různých kovů, vystavených koroznímu prostředí, nebo jako koroze kovu, na jehož povrchu jsou mikroskopické nebo makroskopické oblasti různého složení, tvořící nakrátko spojené elektrody. Korozní prostředí je elektrolytem a vznikající elektrický proud má za následek rozpouštění té elektrody, která má největší záporný elektrolytický potenciál. Ostatní elektrody zůstávají neporušeny. Stejné podmínky pro vznik koroze mohou být vyvolány i místními rozdíly v korozním prostředí.

Ve dvojici různých kovů se rozpouští méně ušlechtilý kov, tvořící anodu. Ušlechtilejší kov, katoda, zůstává neporušen. Technické kovy můžeme seřadit podle jejich rozpouštěcího potenciálu od ušlechtilých k méně ušlechtilým takto:
Pt, Au, Hg, Ag, Cu, H_2, Pb, Sn, Ni, Cd, Fe, Cr, Zn, Al a Mg.

Podle této řady je měď katodická a bude v elektrolytu napadat při vodivém styku Pb, Sn, Ni, Cd, Fe, Cr, Zn, Al a Mg.

Za některých zvláštních podmínek se však napadení může obrátit. R. B. MEARS a R. H. BROWN [20] uvádějí tyto důležité činitele určující, zdali se některé místo na povrchu kovu bude chovat anodicky nebo katodicky:

anodické prvky:

1. tvářený kov
2. povrchy, na nichž bude nízká koncentrace kyslíku
3. povrchy, na nichž nastalo porušení ochranného filmu
4. nečistoty v kovu nebo v elektricky vodivém styku s kovem, které jsou proti kovu anodické

katodické prvky:

1. netvářený kov
2. povrchy, na nichž bude vysoká koncentrace kyslíku
3. nečistoty v kovu, na nichž vzniká malé kyslíkové nebo vodíkové přepětí
4. nečistoty v kovu nebo v elektricky vodivém styku s kovem, které jsou proti kovu katodické

Atmosférická koroze. Nejdůležitějším činitelem je složení a vlhkost vzduchu. Přítomnost SO_2 a prachu ve vzduchu korozi urychluje. Atmosférická koroze obvykle napadá rovnoměrně celý povrch kovu, ale může se též omezit na určité místo nebo na hranice zrn.

Ztráta lesku je zmatnění lesklého povrchu kovu v počátečních stadiích korozního napadení. Působením kysličníku siřičitého se vyleštěný povrch železa pokrývá lesklými kruhy, které mají ve svém středu lesklý bod, vypadající jako jamka. Suchý kysličník siřičitý železo nekoroduje, ale stačí i malé množství vodních par, aby železo bylo napadeno [23].

Mezikrystalová koroze nastává např. u austenitické nerezavějící oceli typu 18/8 a je způsobena tím, že se po hranicích zrn vyloučí jemné částice karbidu chrómu. Precipitace karbidů nastává při ohřevu oceli na 500 až 800 °C a proběhne i při zcela krátké době ohřevu [10].

Místní koroze. Mnohdy je korozní napadení omezeno na určitá místa, která jsou zranitelnější, např. proto, že jsou tam nahromaděny vměstky nebo soustředěno vnitřní pnutí.

Bodová koroze je vyvolána intenzívním korozním napadáním malých plošek, takže kov je tam pak korodován do hloubky. Příčiny místního napadení mohou souviset buď se samým kovem, nebo s vlastnostmi korozního prostředí. Místní bodovou korozi mohou vyvolat vměstky, drobounké trhlinky nebo místní koncentrace vnitřních pnutí, ulpění vzduchu nebo cizích látek na povrchu, popřípadě místní rozdíly koncentrace korodující kapaliny. Každá z těchto příčin může vyvolat místní rozdíly v elektrolytickém potenciálu povrchu kovu, které dostačují za přítomnosti vody ke vzniku galvanického článku.

Podle H. H. UHLIGA [8] vznikají bodové koroze často na nerezavějících ocelích v oxydačních solných roztocích, např. chloridu železitého, v roztocích jiných chloridů a v mořské vodě. Bodová koroze je častější ve stojatých nebo znečištěných vodách než v silně provzdušněné proudící vodě. Důlky vznikající korozí mají někdy protáhlý tvar ve směru zemské tíže.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Podle povahy napadení kovu se koroze dělí obvykle na korozi rovnoměrnou, makroskopicky nerovnoměrnou a mikroskopicky nerovnoměrnou.

Při *rovnoměrné korozi* nastává stejnoměrný úbytek kovu na celém povrchu. Vlivem nestejnorodosti korozních zplodin je rovnoměrnost napadení pouze relativní.

Makroskopicky nerovnoměrná koroze se projevuje napadením jen některých míst povrchu. Do této skupiny patří:

Koroze skvrnitá — nepravidelné mělké napadení v podobě skvrn
Koroze důlková — napadení malých částí povrchu do značné hloubky
Koroze bodová — napadení malých částí povrchu do hloubky podstatně větší, než je nejdelší průměr důlku
Koroze nitková — napadení v dlouhých tenkých vláknech po povrchu
Koroze po vrstvách — napadení po hranici vrstev řádkovitých vrstevnatých materiálů

Do skupiny *mikroskopicky nerovnoměrné koroze* patří:

Koroze mezikrystalová — napadení podél hranic zrn do hloubky materiálu
Koroze transkrystalová — projevuje se trhlinkami probíhajícími napříč zrn do hloubky materiálu
Koroze selektivní — napadení pouze určité strukturní složky slitiny. — (Konec doplňku)

*

Vibrační koroze je pochod úzce spojený s opotřebením. Tento typ koroze zjišťujeme často na ozubených kolech v blízkosti roztečné kružnice, na válečcích ložisek a jiných strojních součástech vystavených za provozu tření. Ve skutečnosti každá abraze na vzduchu je vždy spojena se vznikem oxydačních zplodin. U ozubených kol zaměňujeme často tuto vadu s odíráním nebo omačkáním. Chvění tento typ koroze urychluje.

Koroze za napětí. Napětí urychluje korozi a často mění její rovnoměrný průběh na místní nebo mezikrystalový. G. V. Akimov [9] uvádí typické příklady koroze za napětí u duraluminu, mosazi a železa. Vyžíhání tvářeného kovu s vnitřním pnutím zpomaluje rychlost koroze a zmenšuje náchylnost k mezikrystalické korozi. Koroze urychluje např. vznik trhlin u ohýbaných kondenzátorových trubek, o čemž jsme se zmínili již v kapitole VIII.

Únava za koroze (korozní únava) může být označena jako složité rozrušování kovu současným působením opakovaných namáhání a koroze. Porušení kovu korozí za napětí probíhá v určitých směrech souvisících se směrem namáhání, kdežto při únavě za koroze probíhají lomy nezávisle na nějakém předem daném směru. V kovu opakovaně namáhaném vzniknou drobounké trhlinky, které se postupně rozšiřují a jejichž počet se zvětšuje. Odolnost kovů proti únavě je za korozních podmínek snížena.

K doplnění seznamu různých typů koroze je třeba, abychom se zmínili o pochodech, které probíhají v půdě nebo ve vodě a rovněž v roztocích různých látek používaných v průmyslu, jakož i v průmyslových plynech.

Půdní (zemní) koroze je zvlášť zajímavá u antických bronzů a antických železných předmětů, které byly zakopány po dlouhou dobu v zemi. Ačkoli v mnoha případech nevíme, za jakých okolností, které se mohly velmi měnit, byly tyto předměty zakopány do země, jsou jedinečným materiálem pro studium koroze v průběhu mnoha staletí a můžeme na nich zjistit některé základní poznatky o mechanismu koroze, které při krátkodobých zkouškách nemůžeme pozorovat. O těchto otázkách vykládáme v oddílu IV této kapitoly.

Odzinkování je druhem selektivní koroze mosazi. Podle jedné teorie rozpouští agresívní voda u jednofázových alfa-mosazí tuhý roztok zinku v mědi a z roztoku se pak elektrolytickým účinkem měď opět vylučuje. Podle druhé teorie se rozpouští selek-

tivně zinek a vznikající kovová měď se v dalších stadiích koroze okysličuje. U dvoufázových mosazí alfa-beta je obvykle nejprve napadána fáze beta a koroze může proniknout celou tloušťkou stěny trubek, aniž se fáze alfa poruší.

Bronzy mohou selektivně korodovat jako mosaz, při čemž se nejdříve rozrušuje buď tuhý roztok alfa, nebo eutektoid.

Koroze šedé litiny. Koroze postupuje od vnějšího povrchu podél grafitových lamel, které tvoří cestu pronikání korozního činidla do kovu, napadajícího pak ostatní strukturní složky, ferit a perlit.

Kavitace je složitý pochod rozrušování kovu kombinovaným chemickým napadáním a únavovými jevy.

Pasivita. První zjištění pasivace kovů se přisuzuje britskému chemikovi Keirovi, který zpozoroval, že očištěný kus železa se při ponoření do koncentrovaného roztoku kyseliny dusičné nerozpouští. Pokusy se zředěnými roztoky kyseliny dusičné vedly k bouřlivému rozpouštění. Pasívní chování kovu přisuzoval Faraday vytvoření ochranného povrchového filmu ihned po ponoření kovu do kyseliny. Vzhledem k důležitosti tohoto jevu pro studium koroze soustředila se na něj pozornost mnoha výzkumníků. Nejvýznamnějším z nich byl U. R. Evans, kterému se podařilo izolovat ochranný film a určit jeho složení. Zjistil, že je tvořen kysličníky železa. Dalším výzkumem pasivity se zjistilo, že se ochranné filmy tvoří na povrchu mnoha kovů jak na vzduchu, tak v jiných chemicky aktivních činidlech. Odolnost kovu proti korozi je proto do značné míry určována vlastnostmi těchto filmů. Zjistilo se, že některé filmy jsou souvislé a pevně ulpívají na povrchu kovu, kdežto v jiných případech jsou slabé, snadno se oddělují a odkrývají nové povrchy kovu chemickému napadání.

G. V. Akimov [9] zjistil, že pasivitu železa lze vyvolat kyselinou dusičnou v koncentraci 60 až 80 % v závislosti na chemickém složení železa a některých jiných podmínkách. Pasivovaný povrch lze uchovat ve vakuu, na suchém vzduchu nebo v suchém kyslíku, ale vlhký vzduch film rychle rozrušuje. Některé další, silně oxydační kyseliny, zvláště kyselina chrómová, mohou rovněž vyvolat pasivaci železa.

Rozdíly v odolnosti jednotlivých kovů proti korozi souvisí ve značné míře s rozdíly v povaze ochranných filmů vznikajících na jejich povrchu. Jestliže při napadání kovu v korozním prostředí vzniká na jeho povrchu ochranný film, který není tímto prostředím porušován, další postup koroze se může zastavit.

Zdali jsou vzorky železa nebo oceli pasívní, lze snadno vyzkoušet kápnutím roztoku dusičnanu měďného na povrch vzorku. Na aktivním vzorku se začne rychle vylučovat měď, na pasívním nikoli [25].

Kysličníkové filmy lze oddělit z kovu několika metodami. Při jedné se vzorek přitmelí na sklo a kov se anodicky rozpustí. Pasivační film zůstane přichycen na skle. Obsah železa ve filmu lze stanovit mikroanalýzou po změření jeho plochy [32].

Akimov dělí kovy podle charakteristických vlastností kysličníkových filmů na šest skupin: první skupina zahrnuje Na, K, Ca a Mg. Na těchto kovech se netvoří souvislé ochranné filmy a stupeň korozního rozrušení kovu je přímo úměrný době korozního působení.

Druhá skupina zahrnuje Fe, Ni a Cu, na nichž vznikají ochranné filmy. Postup koroze lze u těchto kovů vyjádřit parabolickou závislostí na době.

Do třetí skupiny patří hliník. Na tomto kovu vzniká velmi hustý film, jehož tloušťka se do určité doby zvětšuje a pak zůstává stálá.

Čtvrtá skupina zahrnuje Mo a Os. Filmy vznikající na těchto kovech se při vysokých teplotách vypařují. Koroze v tomto případě postupuje v lineární závislosti na době.

Pátá skupina zahrnuje Ag, Au a Pt. Kysličníky těchto kovů mají tak vysoký disociační tlak, že nemohou za normální teploty vůbec vzniknout.

Do poslední skupiny patří tuhé roztoky Cr, Al a Si v železe. Na povrchu těchto tuhých roztoků vzniká ochranný film složený z kysličníků obou kovů, zabraňující další difúzi kyslíku do slitiny [9].

Tloušťka filmů je přímo úměrná druhé odmocnině z doby, koncentraci aktivního činidla a difúznímu součiniteli ve vrstvě. Tloušťka viditelných filmů se mění od 1 mikronu do 1 mm. Tenké vrstvy, projevující se interferenčním zabarvením, mívají tloušťku 200 Å až 10 000Å (1 Å = 10^{-8} cm = 10^{-4} mikronu). Tyto filmy vznikají např. na oceli při popouštění na nízké teploty a rovněž působením vzduchu při pokojové teplotě [9].

Nejjednodušším prostředkem ke stanovení teploty oceli při popouštění na nízké teploty je pozorování popouštěcích barev. Teploty, při nichž vznikají dobře známé popouštěcí barvy na oceli, jsou tyto [°C]:

slámově žlutá	220 až 230
tmavožlutá	240
žlutohnědá	255
hnědočervená	265
purpurově červená	275
fialová	285
chrpově modrá	295
světle modrá	310 až 315
mořská zeleň nebo šedivá	330

Rychlost pasivace železa je obdivuhodná. Již osmivteřinové působení vzduchu na čerstvě obroušený povrch elektrolytického železa stačí k pasivaci, poskytující ochranu proti napadení měďnými roztoky [25].

Polarizace. Sestrojíme-li elektrický obvod, který se skládá ze zdroje stejnosměrného proudu konstantního napětí (baterie), z elektrolyzační lázně tvořené dvěma kovovými elektrodami v elektrolytu a ze spojovacích vedení, vidíme obvykle, že po zapojení proudu se rychle snižuje potenciál elektrod a intenzita proudu v obvodu klesá, ačkoli se napětí baterie a vnější odpor obvodu nemění. Zmenšování proudu je způsobeno nahromaděním produktů elektrolýzy na elektrodách, čímž vzniká elektromotorická síla opačného směru než elektromotorická síla baterie. Tento jev se označuje jako *polarizace.* Odpojíme-li baterii a uzavřeme znovu proudový okruh, zjistíme, že jím opět protéká proud, ale opačným směrem než dříve. Polarizace závisí na materiálu elektrod a na pH a chemickém složení elektrolytu.

Inhibitory jsou látky, které po přidání do korozního prostředí snižují rychlost koroze.

Klíč k seznamu literatury

Bodová koroze: [8]
Filmy (ochranné, povrchové): [32], [34] až [36], [38]
Historická pojednání o korozi: [53], [381]
Kapilární (nitková) koroze: [42]
Koroze oceli: [50], [389] až [394]
Korozívnost vody: [18]
Mechanismus koroze kovů: [4,] [381] až [383]
Mezikrystalová koroze austenitické oceli [10], [381], [390] až [393]
Ochrana kovů proti korozi: [5], [49]
Pasivita: [1], [2]
Počínající koroze: [48]
Porušování ochranného filmu, mechanismus při korozi za napětí: [37]
Příčiny koroze: [46]
Půdní (zemní) koroze: [43]
Suchá oxydace: [19], [23], [57]
Tvoření okují: [26]
Vysokoteplotní koroze kovů: [57], [58]
Ztráta lesku (zmatnění povrchu): [56]

LITERATURA KE KAPITOLE XVI

Oddíl I

Obecné poznatky

1. U. R. Evans: *Metallic Corrosion, Passivity and Protection*, Edward Arnold & Co., London (1937).
2. U. R. Evans: The Passivity of Metals and its Relation to Problems of Corrosion. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 205* (May 1929).
3. U. R. Evans: The Relation between Tarnishing and Corrosion.*Paper read before the American Electrochemical Society* (Oct. 1924).
4. U. R. Evans and T. P. Hoar: The Mechanism of Metallic Corrosion. A View Suggested by Whitby's Recent Paper. *Trans. Faraday Soc., 30* (1934).
5. U. R. Evans: The Corrosion and Protection of Metals. *Rev. mét. Mémoires, 30* (No. 5, 1933).
6. Frank N. Speller: *Corrosion — Causes and Prevention*, 2nd Ed, McGraw-Hill Book Co., New York (1935).
7. Frank N. Speller: The Corrosion Problem with Respect to Iron and Steel. *Metals Technol., 1* (June 1934).
8. H. H. Uhlig: Pitting of Stainless Steel. *Metals Technol., 7* (No. 3, April 1940).
9. G. V. Akimow: Teoria i metody issledovanija korozii metallov, AN SSSR (1945).
10. E. C. Bain, R. H. Aborn and J. B. Rutherford: The Nature and Prevention of Intergranular Corrosion in Austenitic Stainless Steel. *Trans. A. S. S. T.* (June 1933).
11. H. Jermain Creighton: *Principles of Electrochemistry*, John Wiley & Sons, New York (1935).
12. O. Bauer, O. Kröhnke and G. Masing: *Die Korrosion metallischer Werkstoffe*, 3 vols., Hirzel, Leipzig; in German. — Vol. I. *Corrosion of Iron and Ferrous Metals* (1936). — Vol. II. *Corrosion of Nonferrous Metals and Their Alloys* (1938). — Vol. III. *Protection of Metallic Materials* (1940).
13. W. R. Whitney: Corrosion of Iron. *J. Am. Chem. Soc., 25* (1903).
14. U. R. Evans: The Practical Problems of Corrosion. *J. Soc. Chem. Ind. (London), Trans., 46* (Aug. 26, 1927) 347T—355T.
15. U. R. Evans and R. T. M. Haines: The Practical Problems of Corrosion. *Ibid.* (Sep. 9, 1927) 363T—367T.
16. U. R. Evans: Reproducibility in Corrosion Work. *Trans. Am. Electrochem. Soc., 57* (May 1930).
17. J. C. Warner: Chapters IX and X of R. B. Leighou's *Chemistry of Engineering Materials*, 4th Ed., Mac Graw-Hill Book Co., New York-London (1942), pp. 404—465.
18. William J. Ryan: *Water Treatment and Purification*, McGraw-Hill Book Co., New York (1937).
19. U. R. Evans: Dry Oxidation and Wet Corrosion. *Nature, 168* (Nov. 17, 1951) 853—855.
20. R. B. Mears and R. H. Brown: Causes of Corrosion Currents. *Ind. Eng. Chem., 33* (1941) 1001.
21. G. Tammann: *Lehrbuch der Metallkunde*, 4th Ed., Voss, Leipzig (1932).
22. T. S. Fuller: Corrosion of Iron and Steel. *Metals Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1939) 471.
23. U. R. Evans: Oxidation of Iron in the Range 100—400 °C. *Nature, 164* (Nov. 26, 1949) 909.
24. U. R. Evans and L. C. Bannister: The Growth of Silver Iodide Films. *Proc. Roy. Soc. (London), A 125* (1929) 370.
25. Cecil H. Desch: *The Chemistry of Solids*, Cornell University Press, Ithaca (1934), Chapter VII.
26. B. W. Dunnington, F. H. Beck and M. G. Fontana: The Mechanism of Scale Formation on Iron at High Temperature. *Corrosion, Tech. Section, 8* (Jan. 1952) 2—13.
27. A. Portevin: The Corrosion of Metals and Alloys. *Rev. mét., Mémoires, 26* (Nov. 1929) 606—631; (Dec. 1929) 635—654.
28. Erich Rabald: *Corrosion Guide*, Elsevier Publishing Co., New York-Amsterdam-London-Brussels (1951).

29. G. Schikorr: The Theory of the Corrosion of Iron. The Theory and Systematization of the Corrosion of Metals. *Mitt. deut. Materialprüfungsanstalt., Sonderheft No. 22* (1933)- in German.
30. Battelle Memorial Institute. — Literature Review on Corrosion of Metals and Materials. *Report No. 1 to the American Gas Association* (Feb. 1947).
31. G. A. Nelson: *Corrosion Data Surveyed* (In Chart Form), 2nd Ed., Shell Development Co., San Francisco (1954), 46 charts.
32. U. R. Evans and R. Tomlinson: A New Anodic Method for the Transfer of Oxide Films from Heat-Tinted Iron to Glass or Plastic. *J. Appl. Chem.* (London), *2* (March 1952) 105—109.
33. T. P. Hoar and U. R. Evans: Some Factors in Anodic Processes on Corroding Metals. *J. Electrochem. Soc., 99* (May 1952) 212—218.
34. W. H. J. Vernon, F. Wormwell and T. J. Nurse: The Surface Film on Chromium-Nickel 18-8 Stainless Steel. *Metallurgia, 31* (Nov. 1944) 19—22.
35. M. Cohen: An Electron Diffraction Study of Films formed by Sodium Nitrite Solution on Iron. *J. Phys. Chem., 56* (April 1952) 451—453.
36. Winifred Lewis: *Thin Films and Surfaces,* Chemical Publishing Co., Brooklyn (1950), 120 pages.
37. Hugh L. Logan: Film-Rupture Mechanism of Stress Corrosion. *Natl. Bur. Standards (U. S.), Tech. News. Bull., 36* (April 1952) 54—55.
38. Andrew Gemant: Film Formation on Metals in Hydrocarbons. *J. Electrochem. Soc., 99* (July 1952) 279—284.
39. F. A. Champion: Protective Films: Natural Formation on Aluminium and its Alloys. *Corrosion, 5*, March (1949) 92—97.
40. W. H. J. Vernon: Progress In Corrosion Prevention. *Metal Progr., 60* (Dec. 1951) 80—81.
41. Editorial. — Black Oxide Coatings on Steel. *Metal Finishing, 51* (May 1953) 77—78.
42. M. Van Loo, D. D. Laiderman and R. R. Bruhn: Filiform Corrosion. *Corrosion, 9* (Aug. 1953) 277—283.
43. Frank E. Costanzo: Fundamentals of Underground Corrosion. *Gas Age, 114* (July 15, 1954) 49—54, 78, 80.
44. L. W. Haase: Concerning Different Evaluations of the Corrosiveness of Water. *Arch. Metallkunde, 3* (March 1949) 114—117; in German.
45. Robert D. Misch, James T. Waber and Hugh J. McDonald: *Bibliographic Survey of Corrosion, 1945*, National Association of Corrosion Engineers, Houston, Texas (1948), 129 pages.
46. Herbert H. Uhlig: Why Metals Corrode. *Corrosion, 5* (June 1949) 169—174.
47. M. G. Fontana: Surface Studies of Metals from the Corrosion Standpoint. *Corrosion, 3* (Nov. 1947) 567—579.
48. F. Hargreaves: Incipient Corrosion of Steel, Study of its Initiation and Progress. *Metal Treatment and Drop Forging, 19* (Sep. 1952) 385—390.
49. W. H. J. Vernon: The Corrosion of Metals. *J. Birmingham Met. Soc., 29* (Dec. 1949) 198—221.
50. The Corrosion of Steel. *J. Iron. Steel Inst* (London), *165* (July 1950) 287—300; discussion of various papers.
51. Report of Committee A-5 on Corrosion of Iron and Steel. *A. S. T. M.*, Preprint No. 3 (1949) 19 pages.
52. Julius J. Harwood and Fred Schulman: Corrosion Research in the Navy. *Corrosion, 5* (July 1949) 203—217.
53. U. R. Evans: Corrosion of Metals. An Historical Treatment of the Subject. *Chemistry & Industry* (Oct. 11, 1952) 986—993.
54. Mars G. Fontana: Corrosion. *Ind. Eng. Chem., 44* (Sept. 1952) 101A—102A, 104A.
55. Mars G. Fontana: Corrosion. *Ind. Eng. Chem., 40* (April 1948) 103A—104A.
56. U. R. Evans: Tarnishing and Related Phenomena. *Sheet Metal Inds., 24* (Nov. 1947) 2189—2193, 2205.
57. J. P. Dennison and A. Preece: High Temperature Oxidation Characteristics of a Group of Oxidation Resistant Copper Base Alloys. *J. Inst. Metals, 81* (Jan. 1953) 229—234.
58. Andrew Dravnieks and Hugh J. McDonald: High Temperature Corrosion of Metals. *Corrosion, 5* (July 1949) 227—233.
See also section on corrosion in *Metals Review*, periodical publ. by the American Society for Metals, Cleveland.

Korozní účinek vody závisí na množství rozpuštěného kyslíku, který je vždy přítomen ve vodě, a na chemickém složení solí ve vodě rozpuštěných. Ve vodě jsou rozpuštěny hlavně uhličitany, sírany a chloridy vápníku, hořčíku a sodíku, např. kyselý uhličitan vápenatý $Ca(HCO_3)_2$, uhličitan hořečnatý $MgCO_3$, síran hořečnatý $MgSO_4$, síran vápenatý $CaSO_4$, chlorid sodný NaCl a jiné. Tvrdost vody způsobují hlavně hořečnaté a vápenaté soli a zejména kyselé uhličitany a sírany těchto kovů. Měkká voda je korozívnější než tvrdá, protože z tvrdé vody se usazují na kovu soli, které do jisté míry chrání kotle a trubky. Voda s nízkým pH je nejkorozívnější. pH vody se snižuje zvětšováním obsahu CO_2 a zvyšuje se při vyšší alkalitě (zásaditosti). Čím je voda zásaditější, tím méně koroduje [18]. Pokusně se dokázalo, že korozívnost přírodních vod je obvykle úměrná množství rozpuštěného kyslíku.

Korozi kovů v solných roztocích a mořské vodě studoval G. D. BENGOUGH [59] a mnozí jiní. Bengough ve své práci popisuje mechanismus koroze, uvádí korozní tabulky pro dlouhou dobu korozního působení a probírá zkoušky koroze.

Korozní účinek atmosféry v městech je značně zvětšen přítomností SO_2, čpavku a prachových částic ve vzduchu. Při atmosférické korozi spolupůsobí kromě znečištění vzduchu několik dalších důležitých činitelů, jako roční období, srážky, atd.

J. C. HUDSON [60] zkoušel korozi železných a ocelových drátů v atmosféře průmyslových oblastí po dobu až 10 let. Rychlost koroze se s prodlužováním doby zkoušek podstatně neměnila, ale u tenkých drátů byla poměrně větší než u drátů tlustších a než bylo úměrné poměru průřezů. Některé druhy svářkového železa a nízko legovaných ocelí byly podstatně odolnější než měkká uhlíková ocel.

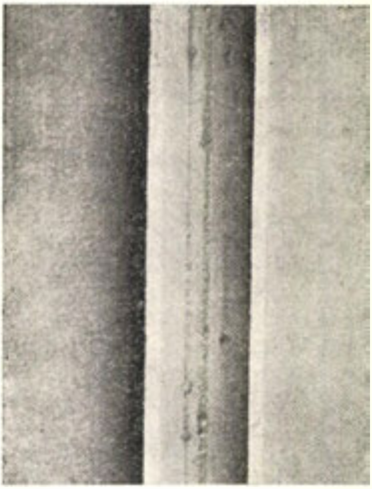
Koroze za napětí. Obecně je známo, že fyzikální vlastnosti kovů se mění tvářením za studena, jejich pevnost v tahu a mez průtažnosti se zvyšují stejně jako tvrdost, tažnost naopak klesá. Tvářením se rovněž mění magnetické a chemické vlastnosti. Zajímavý je vliv plastické deformace na rozpustnost železa v kyselině dusičné. Pokusy na měkkých ocelových drátech, zpevněných různým stupněm zkrucování, ve vodném roztoku kyseliny dusičné při pokojové teplotě ukázaly, že poměr mezi oběma plynnými kysličníky dusíku uvolňovanými při rozpouštění drátů přímo souvisel se stupněm tváření drátů za studena.

Tvářené oblasti v plechách a tyčích z měkké oceli se ve Fryově leptadle více rozpouštějí než netvářené. Následkem rozdílné rozpustnosti tvářeného a netvářeného kovu se objeví na vyleštěném povrchu oceli makroskopický obraz tvářených oblastí v oceli.

To, jakož i další pozorování jasně ukazuje, že se tvářením za studena mění i chemické vlastnosti. Musíme proto očekávat, že tváření za studena působí na odolnost oceli proti korozi. Evans se zmínil v jedné ze svých poznámek o korozi, že kus oceli s vyraženým označením, ponořený do slané vody, byl úplně proděravěn v místech, kde byl kov deformován vyražením označení, kdežto ostatní povrch byl jen lehce napaden. Při dalším rozvádění své myšlenky tvrdil Evans, že potenciál vysoce tvářeného kovu se musí lišit od potenciálu kovu méně tvářeného a ochranný kysličníkový film, který vznikl na oceli přímou oxydací na vzduchu, pravděpodobně popraskal při vyrážení označení a nestačil se již obnovit.

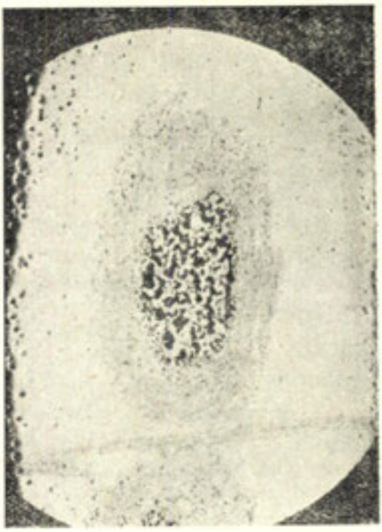
Korozi za napětí ocelových vzorků (0,9 % C) různě intenzívně tvářených zkoumal H. ENDO [62]. Tvářené vzorky byly ponořeny po dobu 72 hodin do 1% roztoku kyseliny sírové, ohřáté na 25°. Maximální úbytek váhy byl zjištěn u nejintenzívněji tvářených vzorků, ať bylo tváření provedeno tahem nebo krutem.

Vliv tahových a tlakových napětí na korozi duraluminu 24 S studoval W. D. ROBERTSON [63], který zjistil, že typ koroze (plošná nebo interkrystalová) nezávisí na



zmenš. na 0,7

Obr. 257. Počínající koroze na površkách rovnoběžných s osou trubky



zvět. 20 ×

Obr. 258. Oválný tvar korodovaného místa



zvět. 130 ×

Obr. 259. Koroze trubek z mosazi alfa



zvět. 400 ×

Obr. 260. Koroze trubek z mosazi alfa–beta

Koroduje fáze beta, fáze alfa se zdá normální

velikosti a druhu napětí vzorku během zkoušky. Tahová napětí pouze korozi urychlují, kdežto tlaková napětí neměla žádný pozorovatelný vliv.

Korozi hořčíku a některých jeho slitin zkoumal E. M. ZARECKIJ [64]. Jeho výsledky byly ve stručném přehledu tyto: Litý hořčík není citlivý na korozi za napětí. Slitina s 10 % Al, 0,2 % Mn, 0,04 % Fe a 0,99 % Si má malý sklon ke korozi za napětí. V práci se pojednává o mechanismu koroze za napětí za studena tvářených a litých hořčíkových slitin.

Vnitřní pnutí v mosazných trubkách na domovní rozvody teplé vody bývá často označováno jako příčina jejich koroze, alespoň v počátečních stadiích koroze. Tento závěr je podepřen těmito pozorováními: 1. První vylučování korozních produktů na vnitřním povrchu trubek probíhá na malých oblastech povrchu, ležících často za sebou na površce trubky *(obr. 257)*. Ve všech případech koroze byla na vnitřním povrchu trubky nalezena hluboká ryska pocházející od tažení trubky a kov v jejím okolí byl místně deformován. 2. Tvar vyloučenin korozních produktů není kruhový, nýbrž protažený ve směru tažení trubky *(obr. 258)*. To naznačuje, že koroze probíhá ve směru tváření rychleji. 3. Mikroskopicky velké nánosy korozních produktů jako na obr. *235* (str. 250) vznikají v místech zdeformovaného povrchu trubky, kde koroze probíhala pravděpodobně intenzívněji [65].

Koroze mosazi postupuje několika stadii. U mosazí alfa vzniká nejprve selektivní koroze, kterou se zmenšuje obsah zinku v tuhém roztoku. Kov je podle *teorie zpětného vylučování mědi* vodou úplně rozpuštěn a měď se pak vylučuje z roztoku elektrolytickým působením *(obr. 259)*. Podle jiných názorů, tzv. *teorie zbytkové mědi*, rozpouští se v počátečních stadiích koroze pouze zinek, kdežto měď není napadána. V dalším průběhu koroze se měď, vyloučená nebo zbytková, okysličuje a na povrchu korodované mosazi se tvoří nános kysličníku měďného (kupritu).

U mosazí alfa-beta je nejprve napadána fáze beta. Zinek se rozpouští (buď samostatně, nebo společně s mědí, a to podle toho, které teorie se přidržujeme) a pak se okysličuje měď. Koroze fáze alfa probíhá stejným způsobem. U mosazných trubek na teplou vodu může nastat prokorodování stěny trubek rozpouštěním fáze beta, kdežto fáze alfa zůstane neporušena *(obr. 260)*. Tento typ *selektivní koroze* se někdy vyskytuje i u cínových bronzů, v nichž koroduje nejdříve buď jen fáze alfa, nebo eutektoid. Koroze mosazi a bronzu je urychlována napětím [65].

Praskání vlivem koroze za studena tažených mosazných trubek a nábojnic vystavených korozívnímu účinku teplého vlhkého vzduchu se vysvětluje vnitřním pnutím po tváření za studena. V neporušeném kovu jsou pnutí navenek v rovnováze, je-li však část povrchu porušena korozí, zejména mezikrystalovou, může se kov zcela potrhat vlivem koncentrace vnitřních tahových pnutí na vrubech vytvořených kořenem trhlinek. Porušení kovu je vyvoláno společným účinkem vnitřních pnutí a koroze.

Praskání mosazných trubek vlivem koroze může též způsobit čpavek, kysličník siřičitý a některé organické sloučeniny, jako aminy, pyridin aj. [67].

Náchylnost mosazných trubek k praskání se zjišťuje sublimátovou zkouškou (kapitola VIII., str. 132). Při této zkoušce je třeba dbát některých opatření. H. ROSENTHAL a A. L. JAMMIESON [67] při zkoušení korozní odolnosti mosazi 70/30 v aminech odmašťovali vzorky trichloretylénem, oplachovali vodou, naleptávali 5 minut v 10% (obj.) roztoku H_2SO_4 (sp. v. 1,84), opět oplachovali vodou a sušili.

Louhové křehnutí kotlových plechů je praskání plechů v okolí nýtových děr, podmíněné vnitřním pnutím a korozí oceli louhem sodným, přidávaným do napájecí vody jako změkčovadlo. Tato vada byla probrána v kapitole XII, str. 222.

Únava za koroze je způsobena kombinovaným účinkem střídavých namáhání a ko-

rozního napadání, což je mnohem nebezpečnější, než když oba tyto jevy působí samostatně.

Rozsáhlý výzkum únavy za koroze na vzduchu a v páře prováděl D. J. McAdam ml. [84] na sérii vzorků uhlíkové oceli s obsahem uhlíku od 0,033 do 1,09 % a na slitinových ocelích (niklových, s vysokým obsahem chrómu a chrómniklových). Výzkum ukázal, že lomy únavou za koroze počínají na příčných trhlinkách vznikajících v okolí vměstků. Okolnost, že trhliny probíhaly po vměstcích, je zcela přirozená, protože vměstky způsobují koncentrace napětí.



Obr. 261. Počínající mezikrystalová koroze austenitické nerezavějící oceli 18/8 *(Snímek H. D. Newalla)*

Mezikrystalová koroze. U některých kovů postupuje koroze po hranicích krystalů. Toto selektivní rozrušování se vysvětluje poruchami krystalové mřížky a rozdílným chemickým složením na hranicích krystalů. Při tuhnutí nastává totiž segregace nečistot na hranice krystalů. Pro hranice krystalů je rovněž typické, že se zde setkávají dvě krystalové mřížky s různou orientací.

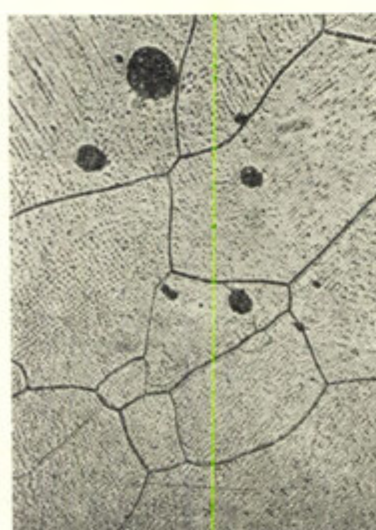
Podle těchto úvah můžeme samozřejmě očekávat, že koroze bude v některých případech postupovat přednostně po hranicích jako nejsnadnější dráze pronikání do kovu.

Závažná je mezikrystalová koroze nestabilizované austenitické oceli s 18% Cr a 8% Ni, obsahující méně než 0,14 % C. Použití této oceli v průmyslu



zvět. 665 ×

Obr. 262. Oblast ve středu ingotu z bezkyslíkaté elektrovodné mědi s bodovou korozí

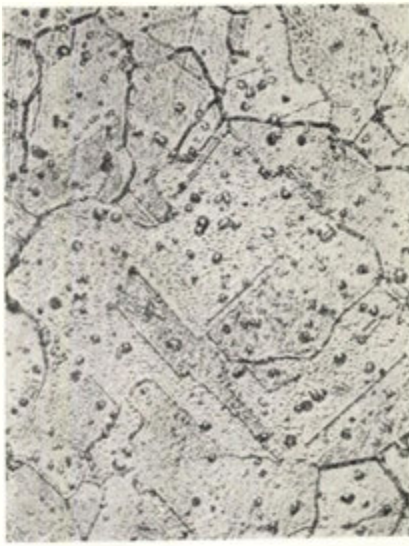


zvět. 665 ×

Obr. 263. Bodová koroze lité bezkyslíkaté elektrovodné mědi

je velmi časté, protože dobře odolává korozi na vzduchu a v četných jiných prostředích. Po vyžíhání na 1050 až 1125 °C má rovněž výhodné mechanické vlastnosti. Neobyčejně vysoká žíhací teplota slouží u této oceli k úplnému rozpuštění karbidů, jejichž opětovnému vyloučení se zabrání rychlým ochlazením ze žíhací teploty. Je-li pak ocel zahřáta na 550 až 820 °C, stane se náchylnou k mezikrystalové korozi, protože na hranicích zrn vyprecipitují globulární karbidy *(obr. 261)*. V tomto stavu ocel snadno koroduje.

U jiných slitinových ocelí je přítomnost karbidů ve struktuře výhodná, protože volbou podmínek tepelného zpracování můžeme v široké míře působit na jemnost vyloučení (disperznost) karbidů, a tím i na pevnost a tvrdost oceli. U oceli 18/8 zhorší však vyprecipitování karbidů chrómu na hranicích zrn její odolnost proti korozi, což se vysvětluje tím, že v okolí karbidů je základní kovová hmota ochuzena o chróm, a proto snadněji koroduje [87].



zvět. 1330 ×

Obr. 264. Bodová koroze tvářené bezkyslíkaté elektrovodné mědi

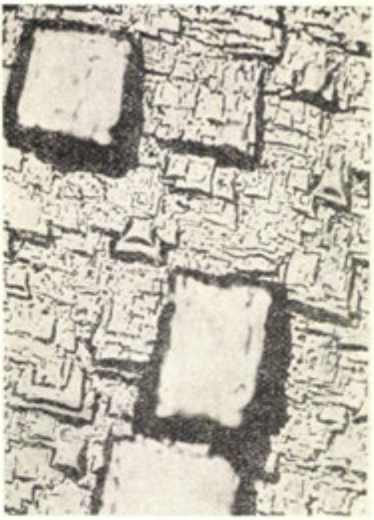
Výzkumem této oceli se jako první zabýval B. STRAUSS v Německu, který navrhl způsob jejího tepelného zpracování a popsal její vlastnosti [86]. Náchylnost austenitické oceli k mezikrystalové korozi zkoušel ve vroucím roztoku 10% kyseliny sírové s 10% síranu měďnatého, v němž vzorky náchylné k mezikrystalové korozi rychle zkřehnou. BAIN a jeho spolupracovníci doporučují zkoušku v modifikovaném roztoku 13 g krystalického síranu měďnatého a 47 cm³ kyseliny sírové (spec. v. 1,84).

Náchylnost této oceli k mezikrystalové korozi lze zjišťovat též měřením elektrické vodivosti ve standardním korozním činidle. Ukázalo se, že mezikrystalová koroze silně snižuje vodivost oceli [87]. Senzitivovanou ocel 18/8 s vyprecipitovanými karbidy je možno regenerovat novým vyžíháním na 950 až 1100 °C a rychlým ochlazením ze žíhací teploty.

Náchylnost oceli 18/8 k mezikrystalové korozi se dá potlačit malou přísadou titanu nebo niobu, která váže většinu uhlíku v podobě stabilních karbidů, čímž se úplně nebo částečně zabrání precipitaci karbidů chrómu. V některých případech se do této oceli přidává ještě molybden.

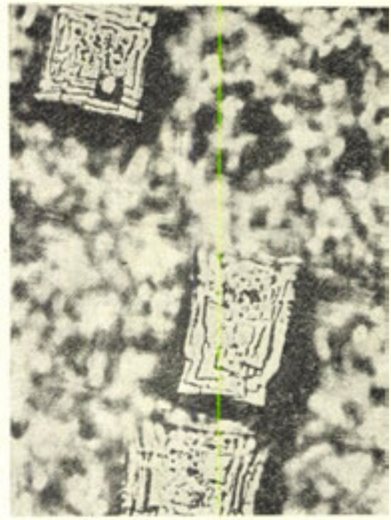
Tvářená chrómová nerezavějící ocel martensitického typu na nástroje se popouští na nízké teploty pod 400 °C, aby se odstranilo pnutí po kalení. Její odolnost proti korozi není popouštěním příliš zhoršena. Tato ocel je nejodolnější proti korozi, má-li vyleštěný povrch, její odolnost proti korozi však závisí na korozním prostředí.

Důlky v kovu (pitting) nemusí vždy vznikat v souvislosti s korozí. *Obrázky 262* a *263* ukazují výbrus ze středu ingotu z bezkyslíkaté elektrovodné mědi (OFHC), na němž jsou četné důlky. Měď byla natavena z katod v peci s redukční atmosférou a kov se značně naplynil. Ačkoli byl pak ve zvláštní komoře odplyněn, obsahoval při lití ještě určité množství plynů, které se při tuhnutí ingotu zkoncentrovaly v jeho střední části a byly příčinou mikroskopické plynové pórovitosti, kterou pak můžeme vidět na



zvět. 1330 ×

Obr. 265. Jamky vznikající při leptání bezkyslíkaté elektrovodné mědi



zvět. 1330 ×

Obr. 266. Dno jamek z obr. 265

výbrusech tvářené a lité bezkyslíkaté elektrovodné mědi při velkém zvětšení *(obr. 264).* Důlky byly v tomto případě vyvolány zvláštními podmínkami při výrobě kovu

Jiný typ důlků vzniká na povrchu výbrusů při leptání *(obr. 265* a *266).* Při hlubokém leptání mědi koncentrovanou kyselinou dusičnou vznikají na některých místech výbrusu důlky rychlejším naleptáváním kovu v okolí malých vměstků, které je vidět na dně jamek *(obr. 266).*

Mnohdy souvisí vznik místních důlků s korozí. Místní (bodová, důlková) koroze (pitting) může předcházet korozi plošnou. *Obrázky 267* a *268* ukazují výbrus zkorodované mosazné trubky se soustřednými kruhy, vznikajícími kolem velmi drobných vměstků (nebo snad plynových bublinek). Na výbrusu je zachyceno počáteční stadium bodové koroze, která v tomto případě zřejmě souvisela se vznikem místních článků. U této trubky přešla později bodová koroze v plošnou, která zasáhla velký povrch trubky.

V některých případech pokračuje bodová koroze do hloubky, vzniklý důlek se prohlubuje a počet korodovaných míst se zvětšuje. Na místech, kde vzniká koroze, musí být kov méně odolný, např. obsahuje drobné vměstky, nebo se na tomto místě usadila plynová bublinka. U na antickém bronzu a mědi, které byly vystaveny korozi po velmi dlouhou dobu, nalézáme místa, kde je kov částečně neporušen a částečně zkorodován *(obr. 269).*

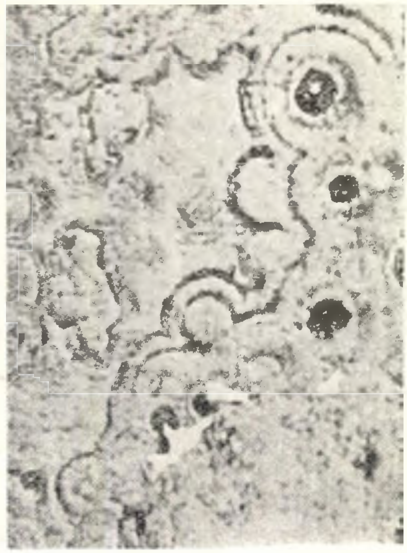
V literatuře se bodová koroze vysvětluje obvykle přítomností drobných cizích částiček, jako vměstků nebo plynů v kovu, nebo cizích látek a plynových bublinek na jeho povrchu, což umožňuje vznik lokálních článků.

Bodová koroze se velmi často vyskytuje u mosazných trubek na rozvod teplé vody. Jsou-li trubky zhotoveny z Muntzova kovu, bodová koroze zpravidla zcela proděraví stěnu trubky; přitom je však vždy napadána pouze fáze beta, která je nahrazena houbovitou kovovou mědí a jejími kysličníky, kdežto fáze alfa zůstane neporušena *(obr. 260,* str. 306*).* Pórovitá měděná hmota vyplňující vznikající důlek umožňuje



zvět. 400 ×

Obr. 267.



zvět. 1330 ×

Obr. 268.

První stadium bodové koroze mosazné trubky

přítok agresívní vody k základnímu kovu, a tak může koroze postupovat. Okysličené produkty této koroze se usazují na vnitřním povrchu trubky a tvoří místní nánosy.

Literatura o bodové korozi uvádí řadu činitelů vedoucích k tomuto typu koroze. U. R. Evans [98] při úvaze o postupu místní bodové koroze vyslovil názor, že tento typ koroze souvisí s kapilárními póry v kovu. Jediné póry, které však můžeme v kovu najít pod mikroskopem i při největším zvětšení, jsou plynové dutinky a vyleptané důlky.

H. H. Uhlig [96] pokládá za možnou příčinu bodové koroze nečistoty v kovech. Při obecném zkoumání podmínek koroze zjistil, že se bodová koroze vyskytuje nejčastěji ve stojatých nebo znečištěných vodách, kdežto v silně provzdušněné proudící vodě je méně častá. Je proto možné, že bodová koroze vzniká usazením pevných látek na povrchu kovu, např. zrníček písku.

Příčinou bodové koroze může být také přísada inhibitoru [17]. Bodová koroze měděných slitin souvisí často s tím, že na povrchu nevzniká pevný ochranný film nebo že se na něm usazují cizí částice. [103].

Koroze šedé litiny může být způsobena vzdušným kyslíkem nebo jinými okysličují-



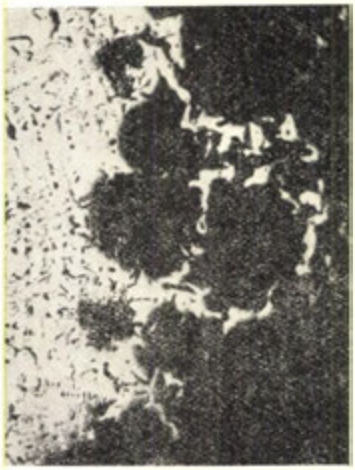
zvět. 665 ×

Obr. 269. Ve středu čtyř krystalů se zachoval původní kov



zvět. 2 ×

Obr. 270.
„Grafitická“ koroze šedé litiny



zvět. 65 ×

Obr. 271.
„Grafitická“ koroze šedé litiny



Obr. 272.
Původní struktura šedé litiny

cími plyny, které pronikají do litiny po grafitových lamelách a šíří se kovem. Tento typ koroze se někdy označuje jako „*houbová nemoc* (spongy disease)“ litiny. Napadá často staré litinové trubky, které byly po dlouhou dobu zakopány v zemi, přičemž jejich povrch nemusí být nijak změněn.

Mikroskopickým výzkumem lze zjistit, že intenzívní koroze kovové základní hmoty litiny probíhá v okolí grafitových lamel *(obr. 270* až *272)*. První snímek ukazuje celkový vzhled výbrusu stěny trubky s korodovaným povrchem. Litina měla mezidendritický grafit *(obr. 272)*. Koroze postupovala od hranic feritu v primárních zrnech, kdežto perlit nebyl napaden.

Zakopané litinové trubky normální jakosti obvykle plně vyhovují a jsou lepší než trubky z měkké oceli. Slouží-li však k odvádění důlních vod, které obsahují malá množství kyseliny sírové a rozpuštěných solí, rychle korodují. Litina dobře odolává zásaditým roztokům, např. louhu sodnému, uhličitanu draselnému a čpavku.

Lité austenitické oceli se 14 až 36 % niklu a 2 až 6 % chrómu jsou dobře odolné proti kyselinám, louhům a jiným chemikáliím; zároveň mají velký elektrický odpor a jsou žáruvzdorné [104].

Grafitická koroze litiny nesmí být zaměňována s grafitizací karbidů v litině.

Půdní (zemní) koroze. Nejrozsáhlejší výzkum půdní koroze uskutečnil National Bureau od Standards. Pokusy řízené K. H. Loganem byly provedeny ve velkém měřítku a trvaly 10 let. Několik tisíc vzorků ocelí, litin a neželezných slitin bylo zakopáno do 49 typických půd na různých místech v USA. Vzorky měly tvar trubek, tyčí a plechů a některé z nich byly opatřeny povrchovou ochranou.

Výzkum měl na prvním místě zjistit vliv půdní koroze nezávisle na elektrolytických jevech, které se mohou vyskytnout působením bludných proudů. Každý rok bylo vykopáno 20 vzorků. Z dílčích výsledků tohoto výzkumu je možno uvést:

a) Ve většině půd se rychlost bodové koroze s dobou postupně zmenšovala.

b) O vlivu chemického složení vzorků prohlásil Logan, že všechny materiály na

bázi železa, používané na výrobu trubek, korodují za stejných podmínek v téže půdě prakticky stejně rychle [105].

G. V. Akimov v komentáři k pokusům NBS poukazuje na složitost podmínek, které mohly mít vliv na výsledky těchto zkoušek, např. změny složení půdy v různé hloubce, rozložení vzorků ve výkopu, jejich poloha (svislá nebo vodorovná) atd. Nejdůležitější činitelé, kteří mají vliv na půdní korozi, jsou podle Akimova: 1. struktura půdy a její schopnost pohlcovat vlhkost a vzduch, 2. vlhkost půdy, 3. pH půdy a obecně její kyselost a 4. složení a koncentrace solí v půdě.

Celkem se obecně předpokládá, že litina podléhá půdní korozi méně než ocel. Její větší odolnost v korozním prostředí se vysvětluje vznikem ochranného filmu, který je na litině odolnější než na oceli, protože litina má větší obsah křemíku. Film brání postupu koroze do hloubky.

Proti půdní korozi jsou velmi odolné některé hořčíkové slitiny. W. S. Loose [109] zkoušel tvářené slitiny hořčíku s 1,5 % Mn a AZ 31 X (3 % Al, 1 % Zn, 0,3 % Mn), jakož i litou slitinu AZ 63 (6 % Al, 3 % Zn, 0,2 % Mn). Vzorky zakopal ve svislé poloze do drobivé písčité půdy na břehu řeky po dobu jednoho roku. Nezjistil žádné korozní napadení.

Půdní koroze může být velmi urychlena bludnými proudy v okolí zakopaných kabelů, elektrifikovaných tratí atd.

Koroze v mořské vodě. Mořská voda obsahuje obvykle 3,3 až 4,1 % rozpuštěných solí, někdy však i méně než 1 %. Je to hlavně NaCl, $MgCl_2$, $MgSO_4$ a $CaSO_4$. Korozní zkoušky probíhají obvykle po kratší dobu než zkoušky půdní koroze. Zkoušejí se vzorky plechů dostatečně velké (20 × 20 cm), protože při hranách plechu probíhá koroze obvykle intenzívněji. Zkoušky se konají nejčastěji v přístavech, kde voda je ještě nadto znečištěna olejem a různými odpadky, a postup koroze se zjišťuje v různých časových intervalech buď prohlídkou povrchu, nebo pevnostní zkouškou plechu [9].

Při zkouškách nerezavějící austenitické oceli 18/8 bylo např. zjištěno, že mořská voda způsobuje bodovou korozi, nenapadá však ocel plošně. Odolnost oceli zvyšuje přísada molybdenu. Slitiny niklu s chrómem (60 až 80 % Ni a 13 až 20 % Cr) obvykle dobře odolávají v proudící mořské vodě, ale může na nich vzniknout bodová koroze ve stojaté mořské vodě, když se na povrchu vzorků uchytí vilejši nebo se na něm usadí pevné látky.

Vibrační koroze. Opotřebení kovů je vždy spojeno s jejich okysličením, které se velmi často označuje jako koroze. V posledních 25 letech ukázaly nové provozní poruchy, že tento typ koroze může být vyvolán chvěním. V jednom případě, o němž se psalo v literatuře, vznikla koroze valivých ložisek nákladních železničních vozů. Poruchy nastaly téměř okamžitě nebo krátce po uvedení vozů do provozu. Výzkumem se zjistilo, že vlivem chvění se kuličky zamačkávaly do povrchu kroužků. Tím se kov počal vylamovat a potom také oxydovat. Tento případ ukazuje, že vibrační koroze je v podstatě mechanické rozdružování kovu, po němž může následovat okysličení vydrolených částic. Protože tyto částice jsou zcela drobné, je jejich okysličování na vzduchu velmi rychlé.

Kavitace. Při kavitaci je charakteristické, že se tvoří zrnité povrchy, které jsou ostře ohraničeny a na nichž nejsou zplodiny koroze.

Koroze způsobená baktériemi. Chemismus koroze baktériemi byl popsán v ASM Metals Review, srpen 1947, a v dalších pracích, uvedených v seznamu literatury.

Činitelé podporující korozi:

1. Nečistoty v kovech, nestejnorodá struktura a plynové bubliny.

2. Tváření kovů za studena s místně odlišným stupněm deformace a nerovnoměrným rozložením vnitřního pnutí.

3. Vodivý dotyk dvou různých kovů.

4. Přítomnost vodíkových iontů na povrchu kovu ve vodě nebo v elektrolytu obsahujícím kyslík.

5. Koncentrace aktivního kyslíku v kapalině smáčející povrch.

6. Vtisky, rysky nebo jiné poškození povrchu, které se mohou stát ohnisky koroze.

7. Bludné proudy v zemi, pronikající ze zakopaných vysokonapěťových vodičů.

8. Koroze oceli a litiny úplně ponořené je rychlejší v rychle proudící vodě než v klidné vodě a rychlejší ve znečištěné vodě než v čisté. Rovněž v nádržích a trubkách, které se střídavě naplňují a vypouštějí, postupuje koroze rychleji než v nádržích a trubkách, které jsou stále naplněny [158].

Klíč k seznamu literatury

Bodová a důlková koroze (pitting): [96], [97], [99], [118]
Koroze baktériemi (mikrobiologická): [115], [116], [119] až [121]
Koroze kovů v solných roztocích a ve slané vodě: [59]
Koroze litiny a oceli: [22], [23], [29], [61], [107]
Koroze při depolarizaci kyslíkem: [124]
Koroze za napětí: [73], [74], [76], [79], [81], [125] až [141], [217]
Koroze za vysokého tlaku: [144]
Mezikrystalová koroze: [43], [87] až [95]
Oxydace (okysličování) kovů: [148] až [153], [205]
Přerušovaná oxydace: [152]
Půdní (zemní) koroze: [105], [106], [123]
Únava za koroze: [75], [78], [84], [85], [142], [143], [145] až [147]
Vliv střídavých namáhání na korozi: [66]

LITERATURA

Oddíl II

59. G. D. Bengough: Corrosion of Metals in Salt Solutions and Sea Water. *Chemistry & Industry, 52* (March 10, 1933).
60. J. C. Hudson: The Atmospheric Corrosion of Iron and Steel Wires. *J. Iron. Steel Inst.* (London), *160* (Nov. 1948) 276—285.
61. W. S. Patterson: The Atmospheric Corrosion of Iron. *J. Soc. Chem. Ind.* (London), *49* (1930) 203T—206T.
62. American Institute of Mining and Metallurgical Engineers. — *Stress Corrosion Cracking*, Pamphlet (Aug. 1945).
63. W. D. Robertson: The Effect of Tensile and Compressive Stresses on the Corrosion of an Aluminum Alloy. *Metals Technol.* (Sep. 1947).
64. E. M. Zareckij Corrosion Cracking of Cast Magnesium Alloys. *J. Appl. Chem.* (U. S. S. R.), *20* (Sep. 1947); in Russian.
65. E. P. Polushkin and H. L. Shuldener: Corrosion of Yellow Brass Pipes in Domestic Hot Water Systems. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 1742* (1944).
66. D. J. McAdam, Jr.: Influence of Cyclic Stress on Corrosion. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 329* (1930).
67. H. Rosenthal and A. L. Jamieson: Stress-corrosion Cracking of 70—30 Brass by Amines. *Metals Technol., 11* (No. 2, Feb. 1944).
68. J. D. Jevons: *The Metallurgy of Deep Drawing and Pressing*, John Wiley and Sons, New York (1940).
69. R. G. Johnston: Some Observations on Brass Season Cracking. *Sheet Metal Inds.*, 14 (1940) 1197—1199, 1211.
70. H. H. Uhlig: *The Corrosion Handbook, J. Wiley & Sons*. New York (1948).
71. Hugh L. Logan: Film-Rupture Mechanism of Stress Corrosion. *J. Research Natl. Bur. Standards, 48* (Feb. 1952).
72. W. D. Robertson: Metallurgical Mechanism for Mercury Stress Cracking of Copper Alloys. *J. Metals, 3* (Dec. 1951); *Trans. A. I. M. E., 191* (1951).
73. U. R. Evans: Stress Corrosion-Its Relation to Other Types of Corrosion. *Corrosion Tech. Section, 7* (July 1951) 238—244.

74. U. R. Evans: Influence of Residual Stress on Chemical Behaviour. *Inst. of Metals, Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys* (1949) 291—310; discussion pp. 463—484.
75. H. J. Gough: Corrosion Fatigue of Metals. *J. Inst. Metals, 49* (1932) 17.
76. D. J. McAdam, Jr.: Stress Corrosion of Metals. *Proc. Zurich Congr. New Intern. Assoc. Testing Materials, 1* (1931) 228.
77. J. O. Almen: Facts and Fallacies of Stress Determination. *S. A. E. Journal, 50* (1942) 52.
78. H. F. Moore: Corrosion-Fatigue of Metals, *Metals Hand-Book*, American Society for Metals, Cleveland (1939).
79. James C. Hodge and John L. Miller: Stress Corrosion Cracking of the Austenitic Chromium-Nickel Steels and Its Industrial Implications. *Trans. A. S. M., 28* (No. 1, March 1940).
80. M. A. Hunter: The Stress Corrosion of Magnesium Alloys, *Metals Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1948) 234—236.
81. Symposium on Stress-Corrosion Cracking of Metals. *Joint Publication of A. S. T. M. and A. I. M. E.*, Philadelphia (1945).
82. D. K. Crampton: Internal Stress and Season Cracking in Brass Tubes. *Trans. A. I. M. E., Inst. Metals Div.* (1930) 233.
83. E. H. Dix, Jr.: Corrosion of Light Metals — Aluminum and Magnesium, in *Corrosion of Metals*, American Society for Metals, Cleveland (1946) 131—176.
84. D. J. McAdam, Jr.: Corrosion Fatigue of Metals as Affected by Chemical Composition, Heat Treatment and Cold Working. *Trans. A. S. S. T., 11* (March 1927) 355—390.
85. O. Föppl, O. Behrens and T. Dusold: The Reduction of the Fatigue Strength by Corrosion and Its Improvement by Surface Compression. *Z. Metallkunde, 25* (Nov. 1933).
86. Dr. B. Strauss: Non-Rusting Chromium-Nickel Steels. *A. S. T. M., Proc., 24, Part II* (1924).
87. E. C. Bain, R. H. Aborn and J. J. B. Rutherford: The Nature and Prevention of Intergranular Corrosion in Austenitic Stainless Steels. *Trans. A. S. S. T.* (June 1933).
88. B. Strauss, H. Schottky and J. Hinnueber: Carbide Precipitation During Tempering of Corrosion Resistant Non-Magnetic Chromium-Nickel Steel. *Z. anorg. u. allgem. Chem., 188* (Jan. 1930).
89. V. N. Krivobok and M. A. Grossmann: Influence of Nickel on the Chromium-Iron-Carbon Constitutional Diagram. *Trans. A. S. S. T., 18* (1930).
90. Dr. E. Houdremont and P. Schafmeister: Prevention of Intergranular Corrosion in 18/8 Steel. *Arch. Eisenhüttenw., 7* (1933—34) 187—191.
91. W. O. Binder: The Resistance of Wrought Stainless Steels to Corrosion, *Metals Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1948) 557—562.
92. R. Franks, W. O. Binder and C. R. Bishop: The Effect of Molybdenum and Columbium on the Structure, Physical Properties and Corrosion Resistance of the Austenitic Stainless Steels. *Trans. A. S. M., 29* (1941) 35.
93. E. C. Rollason: Intergranular Corrosion of 18/8 Austenitic Stainless Steels. *J. Iron Steel Inst.* (London), *127* (1933 I).
94. J. H. G. Monypenny: *Stainless Iron and Steel*, 2nd Ed., John Willey & Sons, Inc., New York (1931).
95. H. D. Newell: Influence of Grain Size on the Properties and Corrosion Resistance of the 18/8 Iron-Chromium-Nickel Alloy for Elevated Temperature Service. *Trans. A. S. S. T., 19* (No. 8, June 1932).
96. H. H. Uhlig: Pitting of Stainless Steels. *Metals Technol., 7* (No. 3, 1940).
97. Howard A. Smith: Pit Corrosion of Stainless Steel. *Metal Progr.* (June 1938).
98. U. R. Evans: The Ferroxyl Indicator In Corrosion Research with Special Reference to the Controversy Regarding the Cause of Pitting. *Metal Ind.* (London), *29* (Nov. 19 and 26, 1926).
99. E. Englesson: Pitting in Water Turbines, *Engineer, 150* (Oct. 17, 1930).
100. Paul Ffield: Some Aspects of Ship Bottom Corrosion. *Corrosion, Tech. Section, 8* (Jan. 1952) 29—48.
101. D. J. McAdam, Jr. and G. W. Geil: The Influence of Stress on the Corrosion Pitting of Steel in Distilled Water. *Trans. A. S. M.* (Dec. 1942).
102. H. G. Gough and D. G. Sopwith: Atmospheric Action as a Factor in Fatigue of Metals. *J. Inst. Metals, 49* (1932) 93—123.

103. American Society for Metals Subcommittee on Corrosion of Copper. — The Resistance of Copper and Wrought Copper Alloys to Corrosion. *Metals Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1948) 896.
104. H. Bornstein and J. W. Bolton: Cast Iron, *Metals Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1948) 505—519.
105. K. H. Logan: Protection of Pipes Against Soil Action. *Trans. Electrochem. Soc.*, *64* (1933) 113.
106. K. H. Logan and M. Romanoff: Soil-Corrosion Studies 1941. *J. Research Natl. Bur. Standards*, *33* (No. 3, Sep. 1944) 145—198.
107. J. C. Hudson: *The Corrosion of Iron and Steel*, Chapman & Hall, Ltd., London (1940).
108. H. L. Burghoff Copper and Copper Alloys in Corrosive Environments, in *Corrosion of Metals*, American Society for Metals, Cleveland (1946).
109. W. S. Loose: Corrosion of Magnesium. *Metals Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1948) 994—999.
110. Arthur Allen: Fretting Corrosion — What it is, its Course and Possible Prevention. *Metal Progr.* (Dec. 1952) 71—76.
111. M. G. Fontana and W. A. Luce: Erosion-Corrosion of Metals and Alloys. *Corrosion*, *5* (June 1949) 189.
112. H. Schröter: Damage to Material by Cavitation. *Z. Ver. deut. Ing.*, *78* (March 1934) 349.
113. Kurt Dies: Fretting Corrosion, A Chemical Mechanical Phenomenon. *Z. Ver. deut. Ing.*, *87* (No. 29/30, July 1943) 475—476.
114. H. O. Nicolaus: Corrosion by Micro-Organisms. *Z. Ver. deut. Ing.*, *94* Jan. 11, 1952).
115. T. Howard Rogers: Corrosion of Metals: The Influence of Micro-Organisms. *Metal Ind.* (London), *73* (Nov. 1948) 403—405; (Nov. 26, 1948) 432—433; transl. from French, 26 references.
116. J. N. Wanklyn and C. J. P. Spruit: Influence of Sulphate-Reducing Bacteria on the Corrosion Potential of Iron. *Nature*, *169* (May 31, 1952) 928—929.
117. F. Wormwell and T. W. Farrer: Electrochemical Studies of Anaerobic Corrosion in Presence of Sulphate-Reducing Bacteria. *Chemistry & Industry* (Feb. 2, 1952) 108—109.
118. R. May: Some Observations on the Mechanism of Pitting Corrosion. *J. Inst. Metals*, *82* (Oct. 1953) 65—74.
119. K. R. Butlin: Bacteria that Destroy Concrete and Steel. *Discovery*, *9* (May 1948) 151—155.
120. L. Liberthson: Effect of Sulphur Bacteria on Corrosion. *Iron Steel Eng.*, *24* (June 1947) 69—72; discussion pp. 72—73.
121. Frank. E. Kulman: Microbiological Corrosion of Buried Steel Pipe. *Corrosion*, *9* (Jan. 1953) 11—18.
122. R. N. Parkins: The Stress Corrosion Cracking of Mild Steel in Nitrate Solution. *J. Iron Steel Inst.* (London), *172* (Oct. 1952) 149—162.
123. Irving A. Denison and Melvin Romanoff: Soil Corrosion Studies, 1946 and 1948; Copper Alloys, Lead, and Zinc. *J. Research Natl. Bur. Standards*, *44* (March 1950) 259—289.
124. N. D. Tomashoff: Corrosion of Metals with Oxygen Depolarization. *Light Metals*,*11* (March 1948) 155—160.
125. G. B. Wilkes, Jr.: Stress Corrosion Tests on Turbo-Supercharger Materials in the Products of Combustion of Leaded Gasoline *A. S. T. M.*, Preprint No. 60 (1950), 13 pages.
126. Helmer Nathorst: Stress Corrosion Cracking of Stainless Steel. I. Practical Experiences. II. An Investigation of the Suitability of the U-Bend Specimen. *Jernkontorets Ann.*, *134* (No. 3, 1950) 97—133; in Swedish.
127. E. Baerlecken and W. Hirsch: Stress Corrosion Resisted by Additions of Ti and Ta—Cb. *Metal Progr.*, *66* (No. 1-A, July 15, 1954) A 140, A 144, A 146.
128. Gerhard Schikorr and Gunter Wassermann: Stress Corrosion. *Metal Progr.*, *58* (Aug. 1950) 240, 242, 244.
129. F. K. Bloom: Stress Corrosion Cracking of Hardenable Stainless Steels. *Corrosion*, *11* (Aug. 1955) 351—361.
130. L. A. Glikman and V. A. Stepanov: Stress Corrosion Cracking of High Chromium Steel. Kotloturbostrojenije U. S. S. R.: Feb. (1947) 19—21; in Russian.

131. Hugh L. Logan and Harold Hessing: Stress Corrosion of Wrought Magnesium Base Alloys. *J. Research Natl. Bur. Standards, 44* (March 1950) 233—243.
132. Wilhelm Rädeker: Improvement in Testing of Steel for Sensitivity to Stress-Corrosion. *Stahl u. Eisen, 73* (No. 8, April 8, 1953) 485—392; in German.
133. Geo F. Comstock: Discussion of Article on Stress Corrosion Cracking. *Welding J.* (N. Y.), *25* (Oct. 1946) 699s, 728s.
134. H. G. Petri, G. Siebel and H. Vosskuhler: Stress Corrosion in Light Alloys. *Light Metal Age, 3* (Nov. 1945) 23—28, 41.
135. James T. Waber and Hugh J. McDonald: Stress Corrosion Cracking of Mild Steel. Parts I and II. *Corrosion and Material Protect., 2* (Nov. 1945) 13—22; (Dec. 1945) 13—16.
136. John B. Urban, John W. Bolton and Austen J. Smith: Stress Corrosion of Austenitic Cast Irons. *Foundry, 74* (Nov. 1946) 88—90, 182, 184, 186.
137. J. C. Chaston: Causes and Prevention of Stress Corrosion in Brass. *Sheet Metal Inds., 24* (July 1947) 1395—1401, 1404.
138. E. Rudberg and R. Arpi: Stress Corrosion Cracking in Mild Steel, Caustic Embrittlement. *Jernkontorets Ann., 138* (No. 6, 1954) 350—382; in Swedish.
139. E. C. W. Perryman and S. E. Hadden: Stress-Corrosion of Aluminium-7 % Magnesium Alloy. *J. Inst. Metals, 77* (May 1950) 207—235.
140. W. G. R. de Jager: Stress Corrosion of Brass. *Metalen, 4* (March 1950) 138—148; (May 1950) 185—190; in Dutch.
141. P. T. Gilbert and S. E. Hadden: A Theory of the Mechanism of Stress Corrosion in Aluminium- 7 % Magnesium Alloy. *J. Inst. Metals, 77* (May 1950) 237—261.
142. S. A. Wenk and H. M. Banta: A New Nondestructive Test for Corrosion Fatigue in Drill Pipe. *Oil Gas J., 50* (May 17, 1951) 90—92, 125—126.
143. D. Whitwham and U. R. Evans: Corrosion Fatigue — The Influence of Disarrayed Metal. *J. Iron Steel Inst.* (London), *165 Part I* (May 1950 72—79.
144. Editorial. — High Pressure Corrosion. *Corrosion and Material Protect., 2* (Nov. 1945) 11—12, 20.
145. C. Panseri: Structure and Corrosion Fatigue of Aluminum-Magnesium Alloys. *Schweiz. Arch. angew. Wiss. u. Tech., 20* (No. 5, May 1954) 152—156; in French.
146. D. Whitwham and U. R. Evans: Corrosion Fatigue; The Influence of Disarrayed Metal. *Corrosion, Tech. Section, 7* (Jan. 1951) 28—40.
147. G. V. Karpenko: Mechanism of Corrosion Fatigue. *Doklady Akad. Nauk S. S. S. R., (N. S.) 77* (April 1951) 827—830; in Russian.
148. L. de Brouckere: Oxidation of Light Metals. *Light Metal Age, 3* (Dec. 1945) 35, 36, 46.
149. W. E. Campbell and U. B. Thomas: The Oxidation of Metals. *Trans. Electrochem. Soc.*, Preprint No. 91—24 (1947), 16 pages.
150. Earl A. Gulbransen: Kinetic and Structural Factors Involved in Oxidation of Metals. *Ind. Eng. Chem., 41* (July 1949) 1385—1391.
151. T. E. Brower, J. W. Bain and B. M. Larsen: Oxygen in Liquid Open-Hearth Steel — Oxidation during Tapping and Ladle Filling. *J. Metals, 3* (Nov. 1951), discussion of paper by the above authors.
152. B. Lustman: The Intermittent Oxidation of Some Nickel-Chromium Base Alloys. *Trans. A. I. M. E., 188* (Aug. 1950) 995.
153. B. Lustman: Oxidation of Molybdenum in Air at 1100 to 1600 °F. *Metal Progr., 57* (May 1950) 629—630, 674.

III. ZKOUŠKY KOROZE

Pro zkoušení korozní odolnosti kovů bylo navrženo mnoho metod, ale žádná z nich není univerzální a neumožňuje zkoušení všech typů koroze. Dnes používané zkoušky se liší v mnoha podrobnostech, podle toho, které parametry mající vliv na korozi sledujeme. Tyto parametry jsou uvedeny v dalším přehledu, společně s údajem, který uvádíme u výsledků zkoušek:

a) Doba trvání zkoušky: dlouhodobé, urychlené a částečně urychlené.

b) Prostředí zkoušky: laboratorní, v terénu, v přirozených provozních podmínkách.

c) Přesnost zkoušek: kvalitativní a kvantitativní.

d) Korozní prostředí: obyčejná voda, mořská voda, jiné kapaliny a roztoky, atmosféra (vzduch), plyny, půda.

e) Způsob provádění zkoušky: nepřetržité působení korozního prostředí nebo přerušované, jako u zkoušek solnou mlhou.

f) Teplota a vlhkost: při atmosférických podmínkách nebo při zvláštních podmínkách.

g) Způsob ponoření: úplné nebo částečné, neprovzdušněný nebo provzdušněný roztok, nepřetržité, popř. opakované vyjímání z roztoku.

Vedle korózních zkoušek samých existují ještě speciální zkoušky, např. zkoušky náchylnosti ke vzniku trhlin vlivem koroze, nebo zkouška podle Huye na náchylnost nerezavějících ocelí k mezíkrystalové korozi.

Příprava vzorků pro zkoušky koroze. Tvar vzorků má být jednoduchý a jejich plošné rozměry nemají přesahovat 8 × 20 cm, nebo u tyčoviny ⌀ 25 až 30 mm a délku 100 až 130 mm. G. V. Akimov doporučuje, aby obrobené vzorky byly před zkouškou ponechány 24 hodin v uzavřené nádobě s vysoušecím prostředkem (v eksikátoru), aby se jejich obrobený povrch stabilizoval.

Vzorky z hořčíku a zinku se mají před zkouškou naleptat a pečlivě omýt.

Všechny vzorky se po očištění a označení přesně zváží (na 0,0001 g). Provádí-li se zkouška na sérii vzorků, musí se všechny připravit stejným způsobem.

Požadovaný povrch vzorků závisí na druhu zkoušky a jejím účelu. Velmi dobře vyleštěný povrch odolává korozi obvykle lépe než drsný.

Při čištění zkorodovaných vzorků je třeba postupovat opatrně. Nelze-li povrch očistit ostrým štětcem, může se čistit elektrolyticky v horké lázni kyseliny sírové. F. N. Speller [6] doporučuje 5%ní roztok H_2SO_4 (váh. %), uhlíkovou anodu. Katodu tvoří vzorek, hustota proudu je 20 A/dm², teplota 75 °C a do elektrolytu se přidává 28 ppm organického inhibitoru.

Při laboratorních zkouškách je třeba obecně dbát na to, aby se podmínky zkoušky blížily provozním, zejména se zřetelem ke koncentraci kyslíku, pH, teplotě a ostatním důležitým činitelům.

Při *vyhodnocování výsledků* jakékoli korozní zkoušky může rozdíl ve výsledcích dvou opakovaných zkoušek souviset s dvěma okolnostmi: buď s metodickou chybou zkoušky, např. s nerovnoměrností experimentálního materiálu, nebo s rozdílem fyzikálních podmínek zkoušky, nebo může jít o rozdíl systematicky související se zásadnějšími příčinami. Protože koroze začíná vždy na několika oddělených místech povrchu, na nichž je pasivační nebo oxydický film příliš slabý nebo porušený, je počet takových center koroze vždy více nebo méně nahodilým činitelem [161].

Rozsah poškození korozí lze zjišťovat několika metodami. Vždy je třeba předběžně vizuálně prohlédnout skupinu vzorků korodovaných za stejných podmínek, popř. k odlišení jemnějších podrobností prohlédnout tyto vzorky lupou nebo mikroskopem při malém zvětšení.

Ke studiu počátků koroze je velmi vhodný mikroskop, protože při větším zvětšení můžeme zjistit malé změny jednotlivých fází kovu. V mnoha případech jsou tyto změny velmi důležité pro naše porozumění mechanismu pochodu, např. pro zjištění, zdali u dvoufázové slitiny je více napadána jedna fáze než druhá, nebo zdali koroze postupuje po hranicích krystalů, napadá krystaly atd.

Vlastnosti ochranného filmu vznikajícího na povrchu kovu za podmínek korozní zkoušky jsou činitelem rozhodujícím o odolnosti kovu proti korozi. Čím rychleji se vytvoří takový film a čím je silnější, tím poskytuje lepší ochranu.

Stupeň koroze se běžně určuje zjišťováním váhového přírůstku nebo úbytku vzorku během zkoušky. Přírůstek váhy může být způsoben vznikem vrstvy nebo filmu koroz-

ních produktů na povrchu kovu. váhový úbytek naopak rozpuštěním části vzorku nebo korozních produktů v korodujícím prostředí. Zjišťovat váhový úbytek na vzorcích očištěných od korozních produktů je někdy obtížné, protože produkty mohou velmi pevně ulpívat na povrchu, a jejich odstranění může být obtížné bez částečného odstranění i podložného nenarušeného kovu.

Při jiné metodě se pracuje s kvantitativní analýzou korozních zplodin. Výsledky mohou být opět nepřesné, protože nelze zjistit, zda jsou analyzovány všechny korozní zplodiny.

Měření tloušťky vzorků je spolehlivé pouze při plošné korozi některých kovů v kapalinách, postupuje-li koroze zcela rovnoměrně na celém povrchu.

Začíná-li koroze jako koroze bodová, lze rozsah poškození kvalitativně stanovit z množství korozních center na jednotku plochy. Hloubku vykorodovaných důlků však nelze změřit, a proto mohou být výsledky nepřesné.

Jednou ze zrychlených laboratorních metod na zkoušení odolnosti oceli proti atmosférické korozi je zkouška standardního vzorku ponořením do 20% roztoku H_2SO_4 při 15 °C a zjišťování váhového úbytku po hodině zkoušky.

Podle této zkoušky odolává martinská ocel lépe korozi než svářkové železo, které je opět lepší než konvertorová ocel. Výsledky však nejsou průkazné, protože nebyly ověřeny dlouhodobými zkouškami [154].

Při zkouškách *atmosférické koroze* se vzorky upevňují na rámy, a to buď šikmo, nebo svisle. Při šikmém upevnění jsou více osluněny, čímž se urychlí vytvoření ochranného filmu. Někdy se chrání stříškou před deštěm, ale atmosféra má k nim volný přístup. Někdy slouží ke zkušebním účelům pouze jediný povrch a ostatní se chrání ochranným nátěrem.

Aby bylo možno zjistit rychlost koroze, musí zkouška trvat rok až čtyři roky a v mořské atmosféře až osm let [154].

Sklon oceli k atmosférické korozi a dlouhodobé chování vzorku lze posuzovat také podle *barvy rezu*, který vzniká na povrchu v počátečních stadiích koroze. Tento způsob se zdá být stejně spolehlivý jako urychlené zkoušky. Dlouhodobé zkoušky velkého počtu vzorků oceli provedené na mořském pobřeží u Wilmingtonu, N. C. (USA) ukázaly velmi dobrou shodu mezi váhovým úbytkem zjišťovaným v závislosti na čase a typickým zabarvením rezu na vzorcích vybraných jako barevné standarty.

Při *zkouškách v mořské vodě* se obvykle neprojeví větší rozdíly v intenzitě korozního napadení různých druhů ocelí. Vysvětluje se to zvláštními podmínkami při styku mořské vody se vzorkem, jehož povrch se zcela pokryje vilejši a různou mořskou faunou a flórou, čímž vznikne povrchová vrstva, kterou mořská voda může pronikat k povrchu vzorku jen difúzí. Tyto zvláštní podmínky nedovolují přesně porovnat různé korozní stavy.

Zkoušení solnou mlhou bylo původně zavedeno jako napodobení korozních podmínek v blízkosti mořského pobřeží. Později byla tato metoda rozšířena i na jiné oblasti zkoušení, včetně zkoušek trvanlivosti nátěrů. Rozšířené používání této zkoušky bylo kritizováno a byly pochybnosti o spolehlivosti zjišťovaných výsledků, ale nelze popřít její užitečnost, např. pro zkoušení hliníkových slitin.

Vzorky zkoušené solnou mlhou jsou umístěny v komoře, kde se tryskami rozstřikuje na jejich povrch solný roztok, takže v komoře vzniká mlha. Volbou trysek, jejich nastavení a změnou rozstřikovacího tlaku lze v komoře regulovat rozložení mlhy a její hustotu. Zdokonalené mlhové komory zavedl W. R. Huey [164] a jeho aparatura dovoluje zkoušet současně mnoho vzorků.

Výsledky korozních zkoušek lze také vyhodnocovat *zkouškou tahem*. E. Blough zkoušel solnou mlhou pět neželezných kovů na vzorcích tvaru normálních plochých

tyčí pro zkoušku tahem. Jedna skupina vzorků byla vystavena působení mlhy po dobu 120 až 144 hodin, druhá 689 až 720 hodin a třetí 2 056 až 2 160 hodin. Po zkoušce se vzorky omyly a osušily a zjišťovala se jejich pevnost v tahu, která se porovnávala s pevností v tahu nekorodovaných vzorků. Dva kovy byly korodovány poměrně málo, u jednoho se zjistilo značné snížení pevnosti a tažnosti, další měl pouze sníženou tažnost.

Anodické rozpouštění stykem dvou kovů v kapalině lze zkoumat jednoduchou metodou na páskových vzorcích spojených nýtováním nebo sešroubováním.

Zkoušku trvanlivosti topných odporových drátů jsme popsali v kapitole VII.

Feroxylový indikátor. Nestejnorodosti (nehomogenity) na povrchu oceli, které mohou mít podstatný vliv na korozi, lze zjistit feroxylovým indikátorem podle CUSHMANA a WALKERA. Zkušební roztok má složení: 1 g $K_3Fe(CN)_6 . 2\,H_2O$, 10 g NaCl, 10 g agar-agaru a několik kapek fenolftaleinu na litr vody. Pečlivě očištěný vzorek se ponoří v ploché míse do roztoku, v němž se anodická místa povrchu zabarví intenzívně modře, kdežto místa katodická červeně. Přítomnost agar-agaru v roztoku zabraňuje rychlému rozptýlení barevných skvrn. Indikátoru se někdy používá i bez přídavku agar-agaru a slouží k zjišťování hrubých nestejnorodostí chemické a fyzikální povahy.

Klíč k seznamu literatury

LITERATURA

Oddíl III

154. F. L. LaQue: Corrosion Testing: Twenty-Fifth Edgar Marburg Lecture. *A. S. T M., Proc.*, *51* (1951) 495—582.
155. American Society for Testing Materials. — *Symposium on Corrosion Testing Procedures* (1937).
156. Third Report of the Corrosion Committee (British). *J. Iron Steel Inst.* (London), *131* (1935 I).
157. H. R. Copson: A Theory of the Mechanism of Rusting of Low Alloy Steels in the Atmosphere. *A. S. T. M., Proc.*, *45* (1945) 554.
158. H. R. Copson: Factors of Importance in Atmospheric Corrosion Testing of Low Alloy Steels. *A. S. T. M., Proc.*, *48* (1948) 591.
159. U. R. Evans: Reproducibility in Corrosion Work. *Preprint of paper read before the American Electrochemical Society* (May 1930).
160. J. C. Hudson: Present Position of the Corrosion Committee's Field Tests on Atmospheric Corrosion (unpainted specimens). *J. Iron Steel Inst.* (London), *148* (1943) 161—215.
161. T. P. Hoar: The Study of Cathodic Reactions in Metallic Corrosion. *Trans. Electrochem. Soc.*, *76* (1939).

162. W. H. J. Vernon: Some Recent Contributions of a British Corrosion Researcy Group. *Pittsburgh Intern. Conf. on Surface Reactions* (1948) 134—141.
163. T. S. Fuller: The Corrosion of Iron and Steel. *Metals Handbook*, American Societh for Metals. Cleveland (1948) 443—445.
164. W. R. Huey: Corrosion Test for Research and Inspection of Alloys. *Trans. A. S. S. T.*, *18* (1930) 1126—1139.
165. The International Nickel Company, Development and Research Division. — *Corrosion Processes, Factors, Testing* (1951).
166. C. P. Larrabee: Effect of Composition and Environment on Corrosion of Iron and Steel, in *Corrosion of Metals*, American Society for Metals, Cleveland (1946).
167. Thomas P. May and Allen L. Alexander: Spray Testing with Natural and Synthetic Sea Water. Part I. Corrosion Characteristics in the Testing of Metals. *A. S. T. M., Proc., Tech. Papers, 50* (1950) 1131—1141.
168. H. Ebling and M. A. Scheil: Some Observations on Tests for Intergranular Susceptibility of 18/8 Mo Stainless Steels. *A. S. T. M., Symposium on Evaluation Tests for Stainless Steels, Spec. Tech. Publ. No. 93* (1950) 121.
169. E. P. Partridge and G. R. Hatch: Measuring the Scale-forming and Corrosion Tendencies of Water by Short-Time Tests. *A. S. T. M., Proc., 40* (1940) 1329—1339.
170. Kurt Dies. — Fretting Corrosion, A Chemical Mechanical Phenomenon. *Z. Ver. deut. Ing., 87* (No. 29/30, July 1943) 475—476.
171. K. F. Bloom and M. E. Carruthers: Accelerated Corrosion Testing of Chromium-Nickel Stainless Steel Weldments. *A. S. T. M., Symposium on Evaluation Tests for Stainless Steels, Spec. Tech. Publ. No. 93* (1950) 87.
172. Anton de S. Brasunas and Herbert H. Uhlig: Oxidation of Alloys by the Wire Life Test Method. *A. S. T. M. Bull.* (May 1952).
173. H. C. Davis: Corrosion Tests of Duralumin Anodically Treated in Chromic Acid Solutions. *Selected Govt. Research Repts. (Gt. Brit.), Protection and Electrodeposition Metals, 3* (1951) 165—170.
174. K. Pitschner: A Proposed Method for Accurately Evaluating Results of Corrosion Tests of Ferrous Metals. *Trans. Am. Electrochem. Soc.* (Sep. 1930).
175. C. Braithwaite: Corrosion Tests on Aluminium Alloy Sheet Clad with an Aluminium Coating of 99,36 % Purity. *Selected Govt. Research Repts. (Gt. Brit.), Protection and Electrodeposition Metals, 3* (1951) 255—257. — Results show no appreciable loss of mechanical properties with the 99,5 % or 99,36 % Al coating due to corrosion.
176. American Society for Testing Materials: *Symposium on Corrosion Testing Procedures* (1937); Third Report of the Corrosion Committee (British), *J. Iron Steel Inst.* (London), *131* (1935 I).
177. J. E. Pollock, E. Camp and W. R. Hicks: Corrosion Tests in Various Refinery Services. *Metals Technol.* (Aug. 1935).
178. W. Beck: A Simple Process for Following Quantitatively the Atmospheric Corrosion of Protected Metal Pipes. *Korrosion u. Metallschutz, 6* (Sep. 1930) 201—204. The specimens are kept in contact with a measured volume of moist air in a closed system. The fall of pressure due to the removal of oxygen from the air by corrosion is measured.
179. H. Grinsfelder: Tests for Adhesion and Hardness of Surface Coatings. *Org. Finishing, 8* (April 1947) 38—42.
180. F. A. Champion: Procedures for Testing the Corrosion Resistance of Metals. *Ind. Chemist, 25* (Aug. 1949) 383—387.
181. H. J. Rocha: Testing of Stainless Steels for Intergranular Corrosion. *Stahl u. Eisen, 70* (No. 14, 1950) 608—609; *Henry Brutcher Translation* (Atladena, Calif.).
182. Editorial. — Evaluation of Protective Atmospheres for Tool Steels. Part II. *Tool Engr., 27* (Sep. 1951) 47—51.
183. Gustaf K. Soderberg: Inspection of Exposure Test Panels with Anodic Electrodeposited Coatings. *A. S. T. M., Proc.*, Preprint No. 40 (1947), 6 pages.
184. I. I. Frumin: Method for Measuring the Corrosion of Welded Joints. *Zavodskaja Lab. 13* (June 1947) 693—701; in Russian.
185. B. M. Thornton: Measurement of Corrosion Pits in Boiler Tubes. *Engineering, 163* (March 28, 1947) 229—230.

IV. KOROZE DŮLEŽITÝCH TECHNICKÝCH KOVŮ A SLITIN

Klíč k seznamu literatury

Bronzy: [218] až [221]
Cín: [279] až [281]
Hliník a jeho slitiny: [186] až [198], [399], [400]
Hořčík a jeho slitiny: [265] až [268]
Konstrukční oceli: [306] až [308], [401], [403] až [405], [407], [408]
Koroze obalů: [273], [409]
Koroze potrubí: [272]
Kotlové plechy a trubky: [199] až [206]
Kovy pro naftový průmysl: [269] až [273]
Lokomotivní dieselové motory: [258]
Lopatky turbín: [324], [325]
Měď: [222] až [227]
Měkké oceli: [259] až [264]
Mosazi: [207] až [217]
Nádrže a trubky na teplou vodu: [247] až [249]
Nerezavějící oceli: [297] až [305], [381], [389] až [393], [406]
Nikl, kobalt a slitiny mědi s niklem: [274] až [276]
Olovo: [254] až [257]
Olověné ložiskové kompozice: [257]
Plechy: [294] až [296]
Pocínované plechy: [282] až [288]
Pozinkovaná ocel: [228] až [242], [402]
Půdní koroze: [319] až [323]
Součásti čerpadel: [271], [272]
Svarové spoje, koroze: [309] až [317]
Šedá litina: [243] až [246]
Tantal: [277], [278]
Titan: [289] až [291]
Zirkonium: [291] až [293]
Železo (armco, svářkové, elektrolytické): [250] až [253]

Uvedeme některé podrobnosti o korozi technických kovů a slitin, seřazených v abecedním pořadí.

Bronzy

Předměty z antických bronzů vykopané po dlouhé době ze země jsou vynikajícím materiálem pro studium koroze, protože půdní koroze námi vyráběných bronzových předmětů mohou sice podstatně změnit strukturu těchto předmětů, ale jde pouze o počáteční stadium rozrušování kovu. U antických bronzových předmětů zakopaných v zemi 2000 nebo 3000 let proběhly korozní pochody do konce. Na některých předmětech, u nichž koroze probíhala pomaleji, můžeme však najít všechna stadia koroze, počínajíc od patiny, a takové předměty jsou pro studium nejcennější.

Patina je zplodinou reakcí mezi kovem a prostředím (podzemní vodou, vzduchem, chemickými činidly), ale v laboratorních podmínkách se dosud nepodařilo napodobit skutečné podmínky jejího vzniku.

U heterogenního bronzu může být jedna fáze napadána přednostně, kdežto druhá zůstane po dlouhou dobu nepoškozena. Obě fáze mohou rovněž korodovat současně. Příčina selektivní koroze může souviset jak s povahou fází, tak korodujícího prostředí. Rovněž pronikání koroze do hloubky může být značně rozdílné. Koroze namnoze postupuje po hranicích a štěpných rovinách krystalů, jindy může být rovnoměrná. U některých předmětů proniká koroze do krystalů ve vrstvách rovnoběžných s hranicemi krystalů. Podle rozdílů v selektivním působení koroze a v dráze jejího pronikání do kovu můžeme u bronzu rozlišit šest typických případů:

Případ I: litý bronz

1. První viditelná změna probíhá v eutektoidu, který se zabarvuje tmavě šedě nebo černě *(obr. 273* a *274)*. Je zřejmé, že zabarvování může způsobit pouze difúze korozního činidla do eutektoidu, protože ve struktuře nelze zjistit žádné jiné změny.



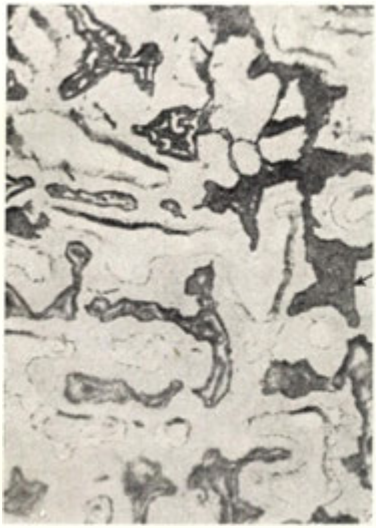
zvět. 665 ×

Obr. 273. Eutektoid v normálním bronzu



zvět. 665 ×

Obr. 274. Zabarvený eutektoid korodovaného antického bronzu



zvět. 665 ×

Obr. 275. Ve struktuře je zkorodován eutektoid a fáze alfa bohatá cínem



zvět. 665 ×

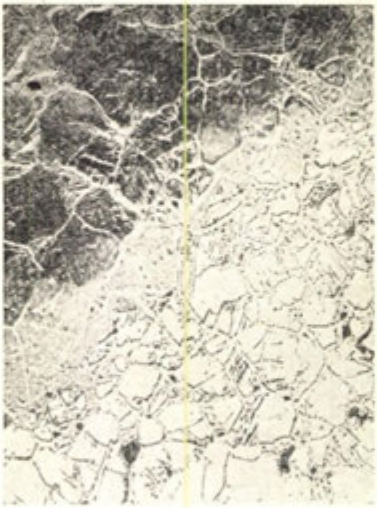
Obr. 276. Korozí je napadena pouze fáze alfa bohatá mědí

2. Další změny pozorujeme ve fázi alfa bohaté mědí*), která se rozpouští, a současně se vylučuje kovová měď *(obr. 275)*. Cín odchází v roztoku v korozním činidle.

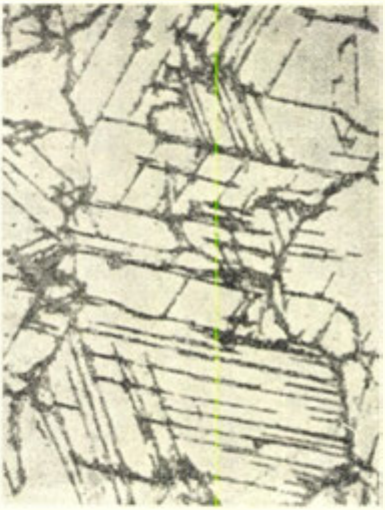
3. Kovová měď vyloučená v předchozím stadiu se okysličuje.

---

*) Tuhé roztoky v litém kovu nejsou homogenní a pod mikroskopem rozlišíme vždy dvě odlišné vrstvy s rozdílnou koncentrací rozpouštědla.

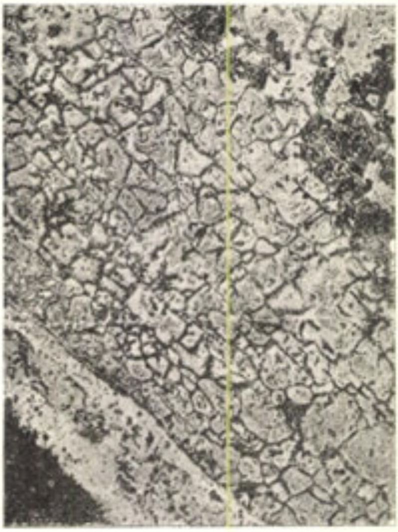


zvět. 130 ×
Obr. 277.

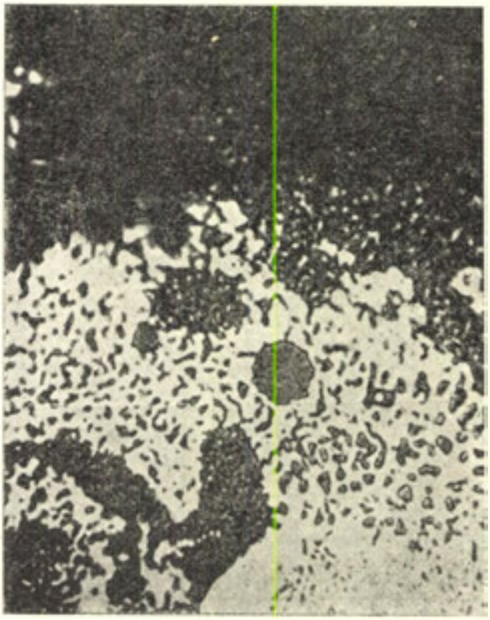


zvět. 130 ×
Obr. 278.

Koroze postupuje po hranicích a štěpných rovinách krystalů



zvět. 665 ×
Obr. 279. Koroze postupuje ve směru rovnoběžném s hranicemi krystalů



zvět. 200 ×
Obr. 280.
Rozptýlená (disperzní) koroze

4. Koroze fáze alfa s velkým obsahem cínu a konečná celková koroze probíhají ve třetím stadiu nebo později.

Tento mechanismus se vyznačuje dvěma zajímavými rysy: 1. pronikáním korodující kapaliny difúzí v tuhé látce (eutektoidu) do značné hloubky při normální teplotě a 2. přednostní korozí fáze bohaté mědí místo fáze alfa s velkým obsahem cínu, která je v přímém styku s eutektoidem a fázi alfa s velkým obsahem mědi od eutektoidu odděluje. Tato poslední okolnost naznačuje, že mechanismus koroze je elektrolytický.

Případ II: litý bronz

1. Postup koroze je obrácený: místo eutektoidu koroduje nejdříve fáze alfa s velkým obsahem mědi a současně se vylučuje kovová měď. Eutektoid, nebo alespoň bílá fáze delta obsažená v eutektoidu, není napadán *(obr. 276)*. Odolnost eutektoidu proti korozi je tak velká, že i ve vrstvách kupritu a malachitu, na něž se kov mineralizací vlivem koroze změnil již před dávnou dobou, nacházíme zbytky eutektoidu.

2. V dalším stadiu koroze se okysličuje kovová měď.

3. Současně s druhým stadiem nebo později počne korodovat fáze alfa s velkým obsahem cínu.

4. Posledním stadiem korozního pochodu je rozrušování eutektoidu. Zajímavé je, že první a druhý případ koroze se mohou vyskytovat současně na jediném předmětu.

V obou popsaných případech zasáhla koroze jak fázi alfa, tak eutektoid. Všimněme si nyní případu, kdy koroduje pouze fáze alfa v litých i tvářených předmětech. Strukturní změny při této korozi se mohou značně lišit, jak ukáží čtyři typické příklady:

Případ III

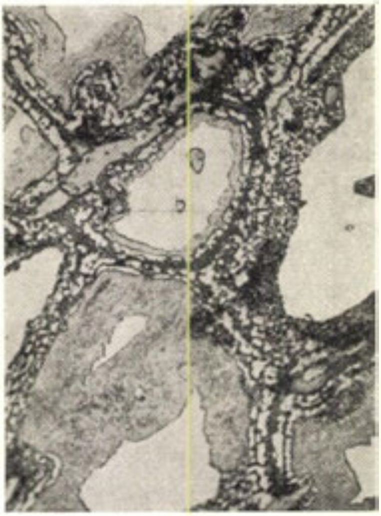
Koroze postupuje po hranicích a štěpných rovinách krystalů *(obr. 277* a *278)*. V prvním stadiu koroze se rozpouští fáze alfa a vylučuje se kovová měď, která se ve druhém stadiu okysličuje. Tento typ koroze je velmi obvyklý u tvářených bronzů alfa a mědi. U litých bronzů alfa se vyskytuje jen zřídka. Obvykle jsou hranice a štěpné roviny krystalů napadány současně, ale v některých případech postupuje koroze přednostně po hranicích. Při postupující korozi se množství korozních drah v krystalech zvětšuje a korozní dráhy se rozšiřují, až nastane celkové okysličení krystalu.

Případ IV

Koroze proniká do krystalů rovnoměrnou rychlostí od jejich hranic a korozní zplodiny se ukládají v krystalech v rovnoběžných vrstvách. Po vytvoření první vrstvy sledující hranice krystalu koroze pokračuje a vzniká další vrstva, která je s první rovnoběžná. Tento pochod pokračuje tak dlouho, až je celý krystal nahrazen korozními zplodinami *(obr. 269* a *279)*. V blízkosti středu snímku na *obr. 269* (str. 311) nenastala ještě úplná mineralizace čtyř krystalů, které mají na snímku viditelné kovové jádro. Představíme-li si tyto krystaly prostorově, uvidíme v jejich středu zbytek původního kovu, obklopený mnoha soustřednými vrstvami kupritu. Předmět byl zhotoven z tvářeného bronzu alfa a měl jemnozrnnou strukturu.

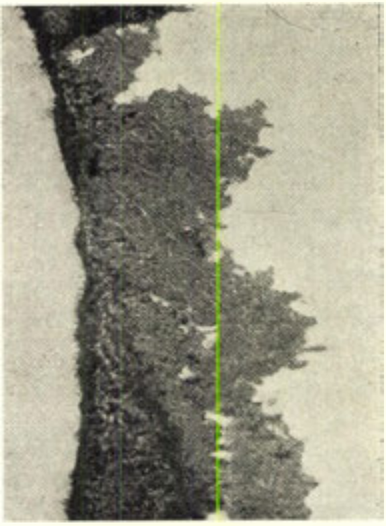
Případ V

Koroze nezachvátí celý předmět, nýbrž začne na mnoha oddělených místech. Na těchto místech se současně vytvoří drobounké globulky kysličníků (nebo jiných primárních zplodin koroze) a na výbrusu má zachvácená struktura vzhled eutektika *(obr. 280)*. Tento pochod bychom mohli nazvat „*disperzní korozí*". Globulky postupně zvětšují svůj objem, až konečně zcela nahradí původní kov.



zvět. 600 ×

Obr. 281. Koncentrický postup koroze



zvět. 130 ×

Obr. 282. Postup koroze je nepravidelný

Někdy vznikají globulky v pásmech rovnoběžných s hranicemi krystalů. Tehdy se v krystalech vytvoří soustředné obrazce, připomínající vrstvovou korozi, vrstvy však nejsou souvislé, ale jsou tvořeny jednotlivými globulkami *(obr. 281)*. V tomto případě je vrstvová a disperzní koroze totožná.

Případ VI

Koroze nepostupuje žádným určitým směrem, nýbrž zcela nepravidelně *(obr. 282)*, bez zřetele k hranicím a štěpným rovinám krystalů. Všechny krystaly se postupně promění v rovnoměrnou masu korozních zplodin. Může to být způsobeno velmi agresívním korozívním činidlem, neboť rozdíly v rychlosti napadání jednotlivých fází jsou relativně malé [218].

Literatura

viz [218] až [221].

Cín

Koroze cínu v silně alkalických roztocích může být urychlena stykem se železem.

Literatura

viz [279] až [281].

Hliník a jeho slitiny

Čistý hliník má větší odolnost proti korozi než jeho slitiny, zejména s velkou pevností. Odolnost hliníku proti korozi je tím lepší, čím je hliník čistší, a souvisí s anodickou pasivací. Na povrchu hliníku vzniká velmi hutný a dokonale ulpívající kysličníkový film. Koroze hliníku může nastat, zabráníme-li přístupu vzduchu na povrch kovu, např. tím, že na něj položíme látku pohlcující vlhkost. Koroze rovněž vzniká v úzkých spárách mezi dvěma styčnými povrchy.

Odolnost hliníkových slitin proti korozi, zejména plechů, se zlepšuje plátováním čistým hliníkem nebo slitinou odolávající korozi. Protože naplátovaná povrchová vrstva je k jádru plechu anodická, chrání i střižné hrany plechu.

Korozi mořskou vodou odolávají velmi dobře slitiny hliníku s hořčíkem (3 až 7 % Mg) a rovněž slitiny s křemíkem, které jsou stálé též na vzduchu a v některých kyselinách.

Literatura

viz [186] až [198], [399], [400]

Hořčík a jeho slitiny

Na vzduchu se hořčík a jeho slitiny rychle zabarvují. Zabarvování urychluje větší obsah zinku ve slitinách (nad 5 %) a vlhkost vzduchu.

Hořčík je rychle napadán všemi anorganickými a většinou organických kyselin, s výjimkou kyseliny fluorovodíkové a chrómové. Kyselina fluorovodíková při malých koncentracích způsobuje bodovou korozi, kdežto čistá kyselina chrómová, jakož i líh, ovocné šťávy a mléko (zvláště kyselé) napadají hořčík pomalu.

Literatura

viz [265] až [268].

Koroze svařovaných spojů

Literatura

viz [309] až [317].

Kovy na plechy

Literatura

viz [294] až [296].

Kovy pro naftový průmysl

Literatura

viz [269] až [273].

Konstrukční oceli

Odolnost konstrukčních ocelí proti korozi zlepšuje malá přísada mědi. V měkké konstrukční oceli (0,10 až 0,15 % C), nízko legované molybdenem, niklem a chrómem s přísadou 0,1 až 0,9 % mědi, může být výhodná malá přísada fosforu do 0,12 %, protože fosfor za přítomnosti mědi zlepšuje odolnost proti korozi [308].

Literatura

viz [306] až [308].

Kotlové plechy a trubky

Důlková koroze kotlových plechů je často způsobena vzduchem pohlceným v napájecí vodě. Vzduch z napájecí vody lze odstranit v otevřených ohřívačích, ve vakuových odplyňovačích nebo jiným způsobem. Koroze kotlů může rovněž souviset s vnitřním pnutím vzniklým při výrobě kotle a se změkčovadly přidávanými do napájecí vody (viz kap. XII). Poruchy kotlových trubek mohou souviset s povrchovými vadami, např. s rýhami, důlky a různými prohlubeninami, trhlinami atd. [200].

Literatura

viz [199] až [206].

Měď

Měď dobře odolává atmosférické korozi a na vzduchu, který neobsahuje sirovodík, se po dlouhodobém vystavení jen lehce zabarví. V průmyslových atmosférách se však měď pokrývá zeleným filmem malachitu, který ji chrání před další korozí. Měď se rozrušuje čpavkem, sírou a jejími sloučeninami a rovněž pohybující se mořskou vodou a solnými roztoky. Oxydační kyseliny a soli ji korodují.

Koroze mědi může probíhat buď plošně, rovnoměrně na celém povrchu, nebo jako koroze bodová. Bodová koroze je vyvolána poškozením ochranného filmu nebo přilnutím cizích látek na povrch mědi.

Literatura

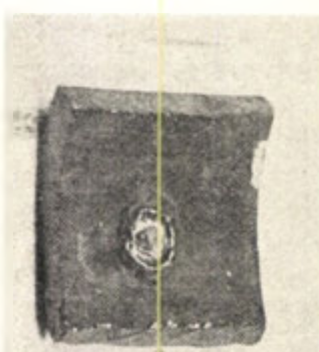
viz [222] až [227].

Měkká ocel

W. S. PATTERSON [259] zjistil, že koroze měkké oceli úzce souvisí s anodickým rozrušováním feritu.

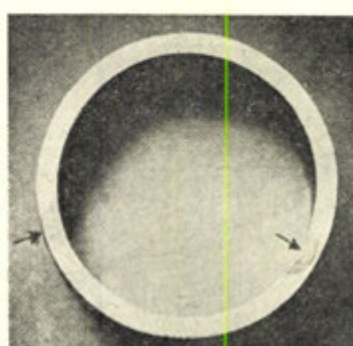
Literatura

viz [259] až [264].



zvět. 3 ×

Obr. 283. Místní koroze

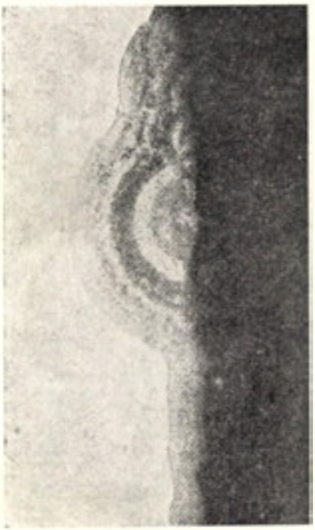


zmenš. na 0,7

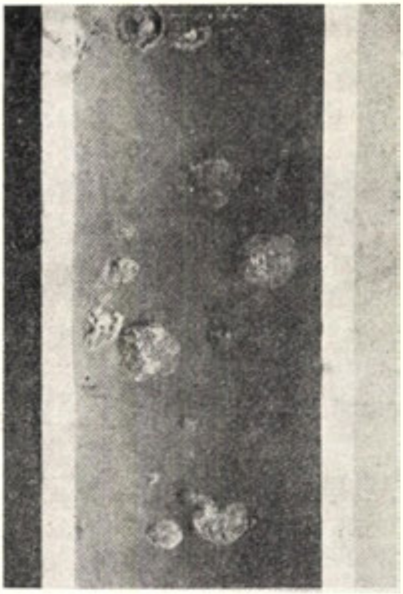
Obr. 284. Proděravění stěny korozí na dvou místech

Mosazi

Koroze mosazných trubek pro domovní rozvody teplé vody může probíhat buď v celém systému, nebo místně. Rovněž se může vyskytnout koroze po vrstvách, která postupuje jako rovnoběžná, soustředná pásma *(obr. 283 až 285)*. O *selektivní korozi*



zvět. 10 ×
Obr. 285. Vrstvová koroze mosazné trubky



zmenš. na 0,7
Obr. 286. Zkorodovaná místa na vnitřním povrchu vodovodní trubky

mluvíme tehdy, je-li přednostně napadána jen jedna fáze, např. beta u mosazi alfa-beta. U Muntzova kovu koroduje nejdříve vždy fáze beta a koroze může proděravět celou tloušťku stěny trubky dříve, než začne korodovat fáze alfa *(obr. 260*, str. 306 a *obr. 274)*. Při místní korozi se korozní zplodiny často hromadí v místě napadení vnitřního povrchu trubky *(obr. 286)* a ve vykorodované jamce se usazuje houbovitá měď. U mosazí alfa-beta koroduje nejdříve rovněž fáze beta, z níž je korozí odstraněn zinek, a houbovitá měď se pak okysličuje.

„*Admirálský kov*" je mosaz s přísadou cínu (28 % Zn, 1 % Sn), používaná na kondenzátorové trubky. Odzinkování této slitiny se zabraňuje přísadou 0,02 až 0,05 % arzénu.

Manganová mosaz (manganový bronz) s 57 až 60 % Cu, 1 % Mn a 1 % Sn, zbytek zinek, má dobrou odolnost proti atmosférické korozi a korozi mořskou vodou.

Literatura

viz [207] až [217].

Nádrže a potrubí na horkou vodu

Korodování nádrží lze zabránit buď ochrannými nátěry a povlaky, nebo elektrolytickou katodickou ochranou.

Korozi trubek se zabraňuje speciální úpravou vody, např.: 1. vypuzením rozpuštěného kyslíku v odvzdušňovačích, 2. vedením vody přes železné třísky, 3. odstraněním CO_2 z vody provzdušňováním, čímž se zvýší pH vody, a 4. přísadou křemičitanu sodného ($Na_2O . xSiO_2$) [18].

Literatura

viz [247] až [249].

Nerezavějící oceli

Literatura

viz [297] až [305], [381], [389] až [393], [406].

Nikl

Nikl odolává alkáliím a čisté kyselině fosforečné, ale je korodován oxydačními kyselinami, např. kyselinou dusičnou a chloridem železitým. Plyny obsahující síru způsobují při teplotách 315 až 370 °C plošnou a mezikrystalovou korozi niklu.

Literatura

viz [274] až [276].

Olovo

Literatura

viz [254] až [257].

Pocínované výrobky

Korozi měkké oceli na výrobu bílého plechu studovali T. P. HOAR a D. HAVENHAND [282]. Zjišťovali účinek kyseliny citrónové a jiných zředěných kyselin a zjistili, že: 1. ocel nemá být uklidněna a má obsahovat nejméně dvojnásobek mědi proti obsahu síry, 2. má mít malý obsah síry, zejména na povrchu, a 3. nemá obsahovat masívní cementit.

Literatura

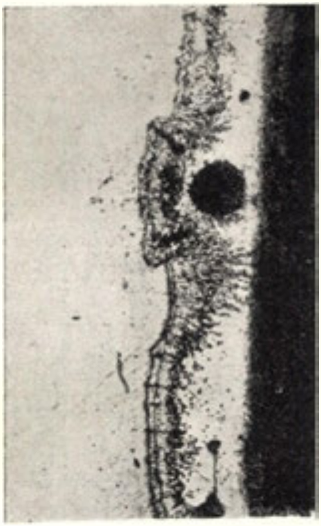
viz [282] až [288], [402], [412].

Pozinkovaná ocel

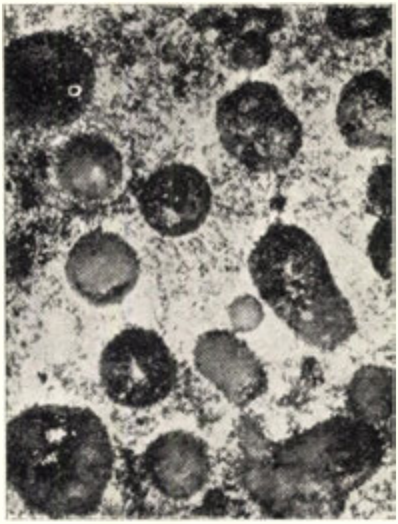
Ocelové plechy a trubky se zinkují máčením do roztaveného zinku (v ohni) nebo elektrolyticky. V prvním případě se ocel nejdříve moří kyselinou sírovou nebo solnou, aby se odstranily okuje, pak se omývá a ponoří do lázně roztoku chloridu zinečnatoamonného, který se na povrchu nechá zaschnout a působí jako tavidlo při vlastním zinkování. Potom následuje skutečné zinkování; vzniklý povlak má čtyři vrstvy. Na rozhraní se železem vzniká fáze epsilon (Fe_3Zn_{10}), dále fáze zeta ($FeZn_7$), théta se 6 % železa a na vnějším povrchu čistý zinek *(obr. 287)*. Nejčastější vadou zinkování je vznik prasklinek a plynových bublin v zinkovém povlaku *(obr. 288)*, čímž je umožněn přístup korozního činidla na povrch oceli.

Literatura

viz [228] až [242], [402], [412].



zvět. 130 ×
Obr. 287. Čtyři vrstvy zinkového povlaku na oceli



Obr. 288. Dutiny v zinkovém povlaku

Půdní koroze

Obsahují-li podzemní vody sirovodík, voda je kyselá a rychle koroduje ocel, i když neobsahuje kyslík. Tento případ je častý u vod obsahujících anerobní baktérie, znečištěných odpadními vodami, a u vod minerálních.

Literatura

viz [319] až [323].

Srovnávací charakteristiky koroze železných kovů v mořské vodě

Literatura

viz [318].

Šedá litina

Koroze litiny byla probrána v předchozím oddílu této kapitoly.

Literatura

viz [243] až [246].

Tantal

Literatura

viz [277], [278].

Titan

Ohřev nad 540 °C v oxydačním prostředí zhoršuje velmi odolnost titanu proti korozi za napětí. Nelegované titanové plechy jsou mnohem odolnější proti bodové korozi než většina technických kovů.

Literatura

viz [289] až [291].

Turbínové lopatky

Literatura

viz [324], [325].

Zirkonium

Vysokoteplotní oxydace zirkonia na vzduchu je spojena s velkými rozměrovými změnami. Zplodiny oxydace tvoří dvě vrstvy, na povrchu vzniká ZrO_3 a ve vnitřní vrstvě směs kysličníku a nitridu ZrN.

Literatura

viz [291] až [293].

Železo armco, elektrolytické a svářkové

Železo, pokud není dostatečně chráněno, koroduje rychle na vzduchu, zvláště v atmosféře velkých průmyslových měst a na mořském pobřeží. Koroze železa v půdě je obvykle pomalá a v některých oblastech odolává železo obdivuhodně půdní korozi. Například železné tyče používané v době Julia Caesara jako platidlo, které byly vykopány v jižní Anglii, byly v některých případech pozoruhodně zachovalé, ačkoli většina z nich byla silně zkorodována. — Změny struktury železa vyvolané korozí nejsou tak složité jako u antických bronzů a mědi.



zvět. 100 ×

Obr. 289. Antické železo.
Koroze počíná na hranicích struskových vměstků

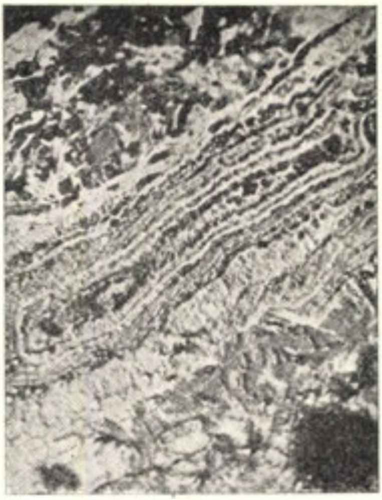
Koroze svářkového železa začíná mnohdy na struskových vměstcích. Na výbrusu starého římského železa *(obr. 289)* začíná koroze právě na struskových vměstcích. *Obrázek 290* ukazuje vzhled struktury svářkového železa vyrobeného v Americe asi před 150 až 200 roky. Korozní zplodiny z posledních stadií koroze jsou často vyloučeny vrstevnatě *(obr. 291)*.

Plechy ze svářkového železa na krytí střech vyráběné v Rusku v uralské oblasti se vyznačovaly velmi dobrou odolností proti atmosférické korozi, a jsou známy případy, že ve venkovských oblastech odolávaly povětrnosti po více než



zvět. 360 ×

Obr. 290. Staré americké železo. Koroze počíná na hranicích struskových vměstků



zvět. 360 ×

Obr. 291. Staré americké železo. Rovnoběžné vrstvy korozních zplodin

100 let. Poslední operací při jejich výrobě bylo sdružené kování složky plechů na bucharu. Plechy byly před vyrovnáním do složky prosypány vrstvami rozemletého dřevěného uhlí a pak zahřáty na kovací teplotu. Tímto postupem se na povrchu plechů utvořil jemný, pevně lnoucí ochranný film.

Literatura

viz [250] až [253].

Celkově shrnul naše znalosti o korozi železa a oceli F. H. LaQue takto:

1. Nelegované materiály na bázi železa jeví při korozi prakticky stejný váhový úbytek, který se zvětšuje přibližně lineárně s dobou.

2. Úbytek váhy při korozi chrómových ocelí je pomalejší než u ostatních ocelí. Optimální obsah chrómu vzhledem k bodové korozi je asi 3 %.

3. U slitinových ocelí je rozsah bodové koroze obecně menší než u uhlíkových a u železa.

4. Bodová koroze svářkového železa a velmi měkké oceli s malým obsahem manganu a křemíku se nijak podstatně neliší od bodové koroze uhlíkové oceli.

5. Rychlost grafitické koroze litiny je asi stejná jako rychlost bodové koroze nelegované oceli.

6. Průběh koroze litiny je určen hlavně pórovitostí vrstvy vznikající grafitickou korozí. Hustá vrstva korozi zpomaluje, pórovitá ji urychluje.

7. Z korozního hlediska je nejlepší austenitická nerezavějící ocel s přísadou molybdenu, ačkoli ani tato ocel nemusí být odolná proti bodové korozi, jestliže korodující kapalina neproudí nebo tvoří-li se na povrchu oceli usazeniny a nánosy, popřípadě nárosty mořské fauny a flóry. Nerezavějící oceli se obecně osvědčují lépe tam, kde korozní médium vířivě proudí, protože se povrch oceli udržuje čistý.

Práce uvádějící výsledky korozních zkoušek různých materiálů v podobě tabulek jsou v seznamu literatury pod čísly [326] až [329].

LITERATURA

Oddíl IV

186. E. H. Dix, Jr. and R. H. Brown: The Resistance of Aluminum Alloys to Corrosion. *Metals Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1948) 791—797. — The paper gives 19 references.
187. E. H. Dix, Jr. and R. B. Mears: The Resistance of Aluminum-Base Alloys to atmospheric Exposure. *Symposium on Atmospheric Exposure Tests on Nonferrous Metals, A. S. T. M.* (Feb. 1946).
188. C. Edeleanu and U. R. Evans: The Causes of the Localized Character of Corrosion on Aluminum. *Trans. Faraday Soc., 47* (Oct. 1951) 1121—1135. — Pitting and localized attack on aluminum is explained by Evans and Edeleanu as the autocatalytic trend of the anodic corrosion reaction.
189. E. G. Savage: Corrosion Tests of Wrought and Cast Aluminium Alloys Anodised in Chromic Acid Solutions. *Selected Govt. Research Repts. (Gt. Brit.), Protection and Electrodeposition Metals, 3* (1951) 155—156.
190. Marjorie Whitaker: A Rewiev of Information on the Effect of Impurities on the Corrosion Resistance of Aluminium. Part I. General Consideration. Part II. Aluminium. Part III. Wrought Alloys. Wrought Aluminium-Copper-Magnesium Alloys. Part IV. Wrought Aluminium-Magnesium Alloys. Part V. Wrought Aluminium-Magnesium Silicide Alloys. Part VI. Wrought Aluminium-Manganese Alloys. Part VII. Wrought Aluminium-Zinc-Magnesium and Aluminium-Zinc--Magnesium-Copper Alloys. Part VIII. Cast Aluminium-Copper-Silicon and Aluminium-Magnesium Alloys. Part IX. Cast Aluminium-Zinc-Magnesium Alloys. *Metal Ind.* (London), *80* (1952). — Review includes 175 references.
191. Anonymous. — Corrosion Tests of Duralumin Anodically treated in Sulphuric Acid Baths Containing Aluminium Salts. *Selected Govt. Research Repts. (Gt. Brit.), Protection and Electrodeposition Metals, 3* (1951) 162—164. — Sea-water spray tests performed on duralumin.
192. Hans Kostron: Forms and Modes of Corrosive Attack on Aluminum Alloys. II. Effect of Rolling and Heat Treating on the Behavior of an Alloy. *Z. Metallkunde, 42* (May 1951) 133—137.
193. R. L. Horst: Aluminum. *Chem. Eng., 59* (May 1952). — Corrosion Resistance of Aluminum and its alloys to more than 100 common corrosives.
194. B. Roald and M. A. Streicher: Corrosion Rate and Etch Structures of Aluminum: Effect of Heat Treatment and Impurities. *J. Electrochem. Soc., 97* (Sep. 1950) 283—289.
195. Paul Lacombe and Nicholas Yannaquis. — La corrosion intercristalline de l'aluminium de haute pureté et ses conséquences au sujet de la nature de joints de grains. *Rev. mét., 45* (March/April 1948).
196. N. O. Taylor Corrosion and Physical Properties of Some Alloys of Aluminum, Zinc and Tin. *A. I. M. E.*, Preprint No. 1632-E (Jan. 1927).
197. Robert S. Herwig: Black Anodic Coatings on Aluminum Alloys. *Monthly Rev. Am. Electroplater's Soc., 33* (June 1946) 609—611.
198. E. C. Pearson, H. J. Huff and R. H. Hay. — A Metallographic Study of Pitting Corrosion Induced in 2S Aluminum Alloy by Exposure to Tap Water. *Can. J. Technol., 30* (Oct.-Nov. 1952) 311—316.
199. E. H. Mitsch and B. J. Yeager: Experiences with Internal Boiler-Surface Corrosion in 1450-Lbs. Open-Pass Boilers at West End Station of the Cincinnati Gas and Electric Co. *Trans. A. S. M. E., 69* (July 1947) 487—491. 500.
200. Frank E. Clarke: The Distinguishing Characteristics of Boiler Tube Failures. *J. Am. Soc. Naval Engrs., 64* (Feb. 1952) 83—94.
201. H. F. Hinot: How You Can Avoid Boiler Tube Corrosion. *Heating, Piping Air Conditionning, 24* (March 1952) 77—83.
202. C. O. Bannister and R. Kerr: A Case of Boiler Tube Failure Due to Feed Water. *Iron Steel Ind., 3* (Sep. 1930) 373—375.
203. Anonymous. — Intercrystalline and Other Types of Corrosion of Steam Boilers. *Am. Ry. Eng Assoc. Bull., 49* (Nov. 1947) 66—67.
204. L. E. Hankison and M. D. Baker: Corrosion and Embrittlement of Boiler Metal at 1350 Psi Operating Pressure. *Trans. A. S. M. E., 69* (July 1947) 479—486; discussion pp. 500—503.

205. S. T. Powell, L. G. Von Lossberg and J. K. Rummel: Causes and Prevention of Iron Oxide in Boilers. *Combustion, 22* (July 1950) 37—44.
206. U. R. Evans: Boiler-Water Treatment to Prevent Corrosion. *Engineering, 175* (May 8, 1953) 602—604.
207. A. W. Tracy: Resistance of Copper Alloys to Atmospheric Corrosion. *Symposium on Atmospheric Exposure Tests on Nonferrous Metals, A. S. T. M.* (Feb. 1946).
208. H. L. Burghoff: Copper and Copper Alloys in Corrosive Environments, in *Corrosion of Metals*, American Society for Metals, Cleveland (1946).
209. E. P. Polushkin and Henry L. Shuldener: Corrosion of Yellow Brass Pipes in Domestic Hot-Water Systems. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 1742* (1945).
210. A. Morris: Seasonal Variation in Rate of Impingement Corrosion. *A. I. M. E., Tech. Publ. No. 431* (1931).
211. A. Morris: Stress-corrosion Cracking of Annealed Brasses. *Trans. A. I. M. E., 89* (1936) 256.
212. M. Haas: The Corrosion of Brass. *Metals & Alloys, 1* (No. 4, Oct. 1929). Bibliography.
213. J. M. Bialosky: Anodic Corrosion of Brass. *Corrosion and Material Protect., 4* (Jan.—Feb., 1947).
214. F. Wormwell and T. J. Nurse: The Corrosion of Mild Steel and Brass in Chlorinated Water. *J. Appl. Chem.* (London), *2* (Dec. 1952) 685—692.
215. N. W. Mitchell: A Study of the Corrosion of Copper Alloy Condenser Tubes. *Corrosion, 3* (May 1947) 243—251.
216. A. L. Simmons: Plug Dezincification in Cartridge Brass. *Metal Progr.* (April 1950) 496—497.
217. R. Stettler: A Brief Survey of Stress and Corrosion Cracking in Brass. *Sheet Metal Inds. 27* (Feb. 1950) 119—122.
218. C. G. Fink and E. P. Polushkin: Microscopic Study of Ancient Bronze and Copper. *A. I. M. E., Inst. Metals Div., Tech. Publ. No. 693* (1936).
219. W. D. Clark: Selective Corrosion of Phosphor Bronze. *Engineering, 164* (Aug. 29, 1947) 214—216.
220. Tsurumatsu Dono: Chemical Investigations of the Ancient Metallic Implements in the Orient. Parts I, II, III, IV and V. *J. Chem. Soc. Japan, 53, 54, 55, 56* (1932—1935).
221. W. H. Safranek, W. G. Hespenheide and C. L. Faust: Bronze and Speculum Plates Provide Good Protection for Steel. *Metal Finishing, 52* (April 1954) 70—73, 78.
222. A. W. Tracy, D. H. Thompson and J. R. Freeman, Jr.: The Atmospheric Corrosion of Copper. *A. S. T. M., Proc., 43* (1943) 615—648.
223. H. L. Burghoff: Copper and Copper Alloys in Corrosive Environments, in *Corrosion of Metals*, American Society for Metals, Cleveland (1946).
224. American Society for Testing Materials. — Report of Committee B-3 on Corrosion of Non-ferrous Metals and Alloys. *Proc. A. S. T. M., 33* Part I (1933) 232; *35* Part I (1935) 141; *38* Part I (1938) 191; *41* Part I (1941).
225. A. V. Pomosov and A. I. Levin: The Problem of Atmospheric Corrosion of Copper Powder. *Žur. Priklad. Chim.* U. S. S. R.), *24* (July 1951); in Russian.
226. American Society for Metals Subcommittee on Corrosion of Copper. — The Resistance of Copper and Wrought Copper Alloys to Corrosion. Table III. *Metals Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1948) 895—899.
227. Friedrich Erdmann-Jesnitzer and Fritz Günther: The Effect of Oxygen on the Surface Behavior of Copper. *Z. Metallkunde, 45* (No. 6, June 1954) 407—412; in German.
228. John R. Daesen: *Galvanizing Handbook*, Reinhold Publishing Corp., New York (1946).
229. U. C. Tainton: Electrolytic Zinc Methods Applied to Galvanizing. *J. Am. Zinc. Inst., 18* (1937) 42—56.
230. D. H. Rowland: Metallography of Hot Dipped Galvanized Coatings. *A. S. M.*, Preprint No. 18 (1947).
231. M. von Schwartz and H. Fromm: Defects in Galvanizing on Steel Sheets due to Imperfect Basis Material. *Korrosion u. Metallschutz, 11* (Nov. 1935).
232. Hans-Joachim Wiester and Dietrich Horstmann: Streaking on Zinc Galvanized Sheet Metals. *Stahl u. Eisen, 74* (No. 13, June 17, 1954) 835—838; in German.
233. William H. Spowers, Jr.: Hot Dip Galvanizing Practice. *Steel, 119* (Aug. 12, 1946) 108—110, 130—131.

234. H. Bablik: — Galvanizing of Tubes. *Métallurgie, 86* (No. 6, June 1954) 531, 533, 535; in French.

235. K. Oganowski: Sendzimir Process Broadens Galvanized Sheet Applications. *Steel, 126* (June 12, 1950) 102, 104, 107, 110, 113.

236. Editorial. — Galvanizing Plant Features Fume, Gas Heating Controls. *Western Metals, 11* (May 1953) 66—67.

237. K. Oganowski: Galvanizing by the Sendzimir Process. *Products Finishing, 14* (Aug. 1950) 42—44, 46, 48, 50, 52, 54, 58, 60, 62, 64, 66.

238. H. Bablik, F. Götzl and R. Kukaczka: A Theory of the Mechanism of the Formation of Zinc Coatings During Galvanizing. *Sheet Metals Inds., 29* (Feb. 1952) 173—174.

239. R. A. Painter: The Hot-Dip Galvanizing of Structural Steel Sections. *Proc. Inst. Elec. Engrs.* (London), *99 Part 2* (Feb. 1952).

240. Heinz Bablik: The Attack of Molten Zinc on Steel in Hot Dip Galvanizing. *Metal Treatment, 14* (Spring 1947) 29—35.

241. *Zinc and Cadmium Plating.* Imperial Smelting Corp., Ltd., London, 50 pages.

242. The Corrosion of Metals; Zinc and its Alloys. Part VII. *Sheet Metal Inds., 24* (June 1947) 1207—1211.

243. F. N. Speller and F. L. LaQue: Deterioration of Diesel Cylinder Liners. *Plant, 2* (Nov. 1950) 38—41.

244. P. Koetzschke and E. Piwowarsky: Über die Korrosion und das Rosten von unlegiertem und legiertem Gußeisen. *Arch. Eisenhüttenw., 2* (No. 5, Nov. 1928).

245. M. M. Hallett: Tests on Heat-Resisting Cast Irons. *J. Iron Steel Inst.* (London), *170* (April 1952) 321—329.

246. J. W. Bolton: *Gray Cast Iron,* Penton Publ. Co., Cleveland (1937).

247. F. R. Walker: Corrosion Prevention in Hot Water Storage Tanks. *Ontario Hydro-Research News, 4* (July—Sep., 1952) 13—16.

248. E. E. Jevons and H. T. Pinnok: Steel Mains and Corrosion. *Gas J., 191* (July 23, 1930) 203—204; (July 30, 1930) 255—256.

249. Charles P. Hoover: Failures of Domestic Hot Water Storage Tanks. *J. Am. Water Works Assoc., 38* (Sep. 1946) 1005—1011.

250. J. C. Hudson: *Corrosion of Iron and Steel,* D. van Nostrand Co., New York (1940).

251. *A. S. T. M. — A. S. M. E. Symposium on Effect of Temperature on Metals* (1931) 491—492.

252. A. W. Simpson and F. N. Speller: Corrosion Resistance of Ancient Iron. *Metals & Alloys, 7* (Aug. 1936) 199—203.

253. Elmer Gammeter: Corrosion Resistance of Wrought Iron and Steel Pipe. *Metal Progr., 59* (June 1951) 814—815.

254. Kempton H. Roll: Physical and Corrosion Characteristics of Lead in the Chemical Industry. *Corrosion, 5* (Aug. 1949) 261—270.

255. G. Miles: The Action of Natural Waters on Lead. *J. Soc. Chem. Ind.* (London), *67* (Jan. 1948) 10—13.

256. B. B. Reinitz and N. A. Zamborsky: Prevention of Corrosion in Lead-Sheathed Cables by Means of a Vulcanized Protective Covering. *Corrosion, 4* (Sep. 1948) 432—444.

257. Henry P. George: Lead-Base Babbitt Alloys. Part I. Physical and Corrosion Properties. *Product Eng., 18* (May 1947) 118—121.

258. A. C. Mengel: Control of Corrosion in Locomotive Diesel Engines. *Ry. Mechanical Electrical Engr., 126* (June 1952) 65—68.

259. W. S. Patterson: The Atmospheric Corrosion of Iron. *J. Soc. Chem. Ind.* (London), *49* (April 25, 1930) 203T—206T.

260. Paul Ffield: Some Aspects of Ship Bottom Corrosion. *Corrosion, Tech. Section, 8* (Jan. 1952). — Paul Ffield describes pitting corrosion of carbon and low alloy steels used in the construction of ship bottoms.

261. C. Kenyon Wells: Cathodic Protection of Steel Water Tanks. *J. Am. Water Works Assoc., 44* (May 1952) 428—434. Cathodic protection of the interior surfaces of tanks is often limited to the areas below the average high water level. But the surface above the level should also be protected.

262. H. R. Copson: Atmospheric Corrosion of Low Alloy Steels. *A. S. T. M.*, Preprint No. 70 (1952). — H. R. Copson gives complete results of corrosion of 71 low alloy steels in the industrial atmosphere of Bayonne, N. J.

263. John R. Baylis: Corrosion History of a Domestic Hot Water System. *J. Am. Water Works Assoc.*, *44* (March 1952) 244—228. — The condition of a hot water tank after 22 ½ yers in use is described by John R. Baylis.
264. W. E. J. Lewis: Corrosion of Steel in Shipbuilding. *J. West Scot. Iron Steel Inst.*, *42* (Jan. 1935) 61—66. — Corrosion of rivets made of rimminig steel is described.
265. W. S. Loose: Corrosion of Magnesium, *Metals Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1948) 994—997.
266. A. Beck: *Technology of Magnesium and Its Alloys*, F. A. Hughes & Co., London (1943).
267. The Corrosion of Metals. Part IX. Magnesium and its Alloys (Cont'd). *Sheet Metal Inds.*, *25* (March 1948) 541—546.
268. R. R. Rogers, D. A. Tetu and H. Livingstone: Corrosion Resistance of Magnesium and Certain of its Alloys under Various Accelerated Atmospheric Conditions. *Trans. Electrochem. Soc.*, Preprint No. 90—25 (1946), 8 pages.
269. S. Gill: Corrosion in the Petroleum Industry. *Chem. & Met. Eng.*, *39* (1932).
270. F. A. Rohrman: Corrosion Studies for the Petroleum Refining Industry. Part II. Factors Affecting Corrosion. *Petroleum Refiner*, *26* (July 1947).
271. Edward H. Huss: Corrosion of Pump Parts. Selection of Constructional Metals. *Metal Progr.* (Aug. 1954) 100.
272. Floyd Brown: Corrosion in Piping and Heating Equipment. *N. Carolina State Coll., Eng. School Bull., Industrial Information Series Bull. No. 8* (April 1954), 36 pages.
273. E. G. Stroud and W. J. H. Vernon: The Prevention of Corrosion in Packaging. *J. Appl. Chem.* (London), *2* (April 1952) 166—184.
274. Robert L. Tichenor: Rôle of Oxide Composition in Oxidation of Nickel and Cobalt. *J. Chem. Phys.*, *19* (June 1951) 796—797.
275. G. L. Bailey: The Effect of Iron on the Corrosion Resistance of Copper-Nickel Alloys. *J. Inst. Metals*, *79* (July 1951) 243—292.
276. O. A. Stocker, A. Korbelak and S. A. Carrano: Nickel Plating Troubles and Cures. *Plating*, *41* (May 1954) 491—496.
277. Allan L. Percy: Tantalum. *Chem. Eng.*, *59* (April 1952) 259—260, 262—264.
278. The Corrosion Resistance of Some "Minor" Metals: A Review of the Available Information. *Metal Ind.* (London), *80* (Feb. 1, 1952) 83—85; (Feb. 8, 1952) 111 to 113. — Ti, Ti-Cr alloys, Cb, Zr, Mo, Ta, Ta-Mo alloys.
279. G. Derge: Studies upon the Corrosion of Tin. I. Potential Measurements on High-purity Tin in Carbonate Solutions. *Trans. A. I. M. E.*, *128* (1938) 391.
280. G. Derge and H. Markus: Studies upon the Corrosion of Tin — Effects of Cations in Carbonate Solutions and Effects of Alloying Elements. *Trans. A. I. M. E.*, *143* (1941) 198.
281. G. Derge and H. Markus: Studies upon the Corrosion of Tin. II. Effects of Other Anions in Carbonate Solutions. *Trans. A. I. M. E.*, *133* (1939) 294.
282. T. P. Hoar and D. Havenhand: Factors Influencing the Rate of Attack of Mild Steels by Typical Weak Acid Media. *J. Iron Steel Inst.* (London), *133* (1936 I).
283. O. Carrasco Corrosion of Tinned Iron Containers. *Giorn. chim. ind. ed appl.*, *16* (1934) 329—334.
284. R. R. Hartwell: Certain Aspects of Internal Corrosion in Tin Plate Containers. *Advances in Food Research*, *3* (1951) 327—383.
285. W. E. Hoare: *Hot-Tinning*, Tin Research Institute, Greenford, England (1948), 112 pages.
286. H. Endo and G. Yokoyama: Studies on the Corrosion of Tin. Part V. *J. Japan Inst. Metals* (Sendai), *13* (Sep. 1949) 36—39; in Japanese.
287. The Corrosion of Metals. Part V. The Corrosion of Tinplate (Cont'd). *Sheet Metal Inds.*, *23* (Oct. 1946) 1951—1960.
288. K. H. Hart: The Thermal Oxidation of Tin. *Proc. Phys. Soc.* (London), *B 65* (Dec. 1, 1952) 955.
289. Sara Ketcham: Effect of Titanium in Galvanic Corrosion. *Corrosion, Tech. Section 8* (Dec. 1952) 413—416.
290. G. C. Kiefer: Uniform Test Procedures Evaluate Corrosion Resistance of Titanium. *Iron Age*, *170* (Dec. 4, 1952) 170—173.
291. J. R. Lane, Jr., L. B. Golden and W. L. Acherman: Corrosion Resistance of Titanium, Zirconium and Stainless Steel in Organic Compounds. *Ind. Eng. Chem.*, *45* (May 1953) 1067—1070.
292. C. A. Phalnikar and W. M. Baldwin, Jr: The Scaling of Zirconium in Air. *A. S. T. M., Proc.*, *51* (1951) 1038—1059.

293. Robert J. Bumbaugh: Corrosion Resistance of Zirconium. *Ind. Eng. Chem.*, *43* (Dec. 1951) 2878—2880.
294. Theodore H. Orem: Atmospheric Exposure Tests of Nailed Sheet Metal Materials. *Natl. Bur. Standards (U. S.), Building Materials & Structures Report No. 128* (March 28, 1952).
295. H. J. Gough and G. A. Hawkins: A Research into Tests for Materials Used in Cold Drawing Operations. *Proc. Inst. Automobile Engrs.*, *29* (1935) 543.
296. J. D. Jevons: *The Metallurgy of Deep Drawing and Pressing*, Chapman & Hall, London (1940).
297. L. C. Grimshaw: Stainless Clad Steels. *Metals Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1948) 545—546.
298. James T. Gow: A Survey of High Temperature, Gas-Atmospheric Corrosion of Iron-Nickel-Chromium Alloys. Part II. *Corrosion*, *3* (Aug. 1947) 383—403; discussion pp. 403—405.
299. F. H. Beck and M. G. Fontana: Relation Between Solution Potentials and Susceptibility of Stainless Steel to Selective Corrosion. *Ohio State Univ. Studies, Eng. Expt. Sta.*, *23* (Oct. 1951).
300. I. D. G. Berwick and U. R. Evans: The Cause of the Chemical Resistance of Stainless Steel. *J. Appl. Chem.* (London), *2* (Oct. 1952) 576—590.
301. G. T. Colegate: The Corrosion of the Austenitic Stainless Steels. Part I. Types of Stainless Steel and Forms of Attack. *Metallurgia*, *41* (Jan. 1950) 147—150.
302. W. C. Kahn, H. Oster and R. Wachtell: Investigation of a Type of Failure of 18/8 Stabilized Stainless Steel. *Trans. A. S. M.*, *37* (1946) 567.
303. H. H. Uhlig: Action of Corrosion and Stress on 13 % Cr Stainless Steel. *Metal Progr.* (April 1950) 486—487.
304. Louis Colombier and Joseph Hochmann: Intergranular Corrosion of Austenitic Stainless Steels. *Compt. rend.*, *233* (July 9, 1951) 176—178; in French.
305. James T. Gow: A Survey of High Temperature, Gas-Atmospheric Corrosion of Iron-Nickel-Chromium Alloys. Part II. *Corrosion*, *3* (Aug. 1947) 383—403; discussion pp. 403—405.
306. E. A. Cross: Corrosion of Structural Steel and Steel Reinforcing Rods Encased in Concrete. *Engineering*, *130* (July 4, 1930).
307. National Association of Corrosion Engineers. — *Bibliographic Survey of Corrosion 1950—1951. Publication No. 55—4*, Houston, Texas (1955), 435 pages.
308. H. W. Gillett: High-Strength Loy-Alloy Structural Steel. *Metals Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1948) 534—536.
309. F. K. Bloom and M. E. Carruthers: Accelerated Corrosion Testing of Chromium-Nickel Stainless Steel Weldments. *A. S. T. M., Symposium on Evaluation Tests for Stainless Steels, Spec. Tech. Publ. No. 93* (1950) 87—100.
310. T. H. Shirley: Corrosion of Welded 18/8 Type Chromium-Nickel Steels in Concentrated Nitric Acid. *J. Iron Steel Inst.* (London), *170* (Feb. 1952) 111—118.
311. William T. Tiffin: Intergranular Corrosion of Stainless Steel Welds. *Welding J.* (N. Y.), *24* (Feb. 1945) 125s—128s.
312. F. R. Hensel and C. S. Williams: Corrosion Tests on Welded Deposits. *Metals & Alloys*, *5* (Jan. 1934).
313. Report on Investigation into the Stress-Corrosion Cracking in Welded Gas Mains. *Inst. Gas Engrs.*, *Commun. No. 398* (1951), 31 pages.
314. O. Gross: The Corrosion of Riveted or Welded Joints in Fuel Technique. *Brennstoff Chem.* *11* (April 1930) 133—134.
315. W. Rädeker: The Behavior of Weldments Toward Chemical Attack. *Schweissen u. Schneiden*, *4* (June 1952) 198—203; in German.
316. Mars G. Fontana: Corrosion. *Ind. Eng. Chem.*, *44* (June 1952) 81A—82A, 84A.
317. B. Karnisky, E. Kinelski and E. Gruca: Corrosion of Structural Spot Welds. *Welding J.* (N. Y.), *31* (Oct. 1952) 903—916.
318. J. Newton Friend: Third Report on the Relative Corrodibilities of Various Commercial Forms of Iron and Steel. Results of Four Years' Epxosure in the Bristol Channel. *Iron Steel Inst. (London), Carnegie Schol. Mem.*, *16* (1927) 131—151.
319. Irving A. Denison and Melvin Romanoff: Corrosion of Galvanized Steel in Soils. *J. Research Natl. Bur. Standards*, *49* (Nov. 1952) 299—314.
320. Irving A. Denison and Melvin Romanoff: Corrosion of Low-Alloy Irons and Steels in Soils. *J. Research Natl. Bur. Standards*, *49* (Nov. 1952) 315—324.

321. A. G. Andrews: Salt as a Medium of Corrosion of Underground Cables. *Corrosion, 4* (March 1948) 93—98, 98—100.
322. A. H. Cramer: Pipe Corrosion Mitigation Practices. *Am. Gas. Assoc. Proc.* (1948) 697—703.
323. A. W. Van Heuckeroth, R. W. Hill and G. S. Cook. — Protective Coatings for Underwater Steel Structures. *New York Univ. Coll. Eng., Symposium on Varnish and Paint Chem.* (1949) 41—50.
324. R. T. Rolfe: Scale in Turbine Blading: Its Cause, Its Influence on Performance and Its Prevention. *Iron and Steel* (London), *25* (Feb. 1952) 53—55.
325. A. Preece: Scaling of Gas-Turbine Alloys. Symposium on High Temperature Steels and Alloys for Gas Turbines. *Iron Steel Inst.* (London), *Spec. Rept. No. 43* (1952) 149—152.
326. L. G. Vande Bogart: A Guide to the Selection of Corrosion-Resistant Piping Materials, published by Crane Co., *Valve World* (May 1944).
327. International Nickel Co., Development and Research Division. — *Corrosion Processes, Factors, Testing* (1951). Pamphlet containing valuable information on corrosion, also tables.
328. Franz Ritter: *Korrosionstabellen metallischer Werkstoffe,* 3rd Ed., Springer Verlag, Vienna (1952). — Gives 991 references.
329. Jerome Strauss: Relative Corrodibility of Some Common Metals and Alloys. *Metal Progr.* (1937).

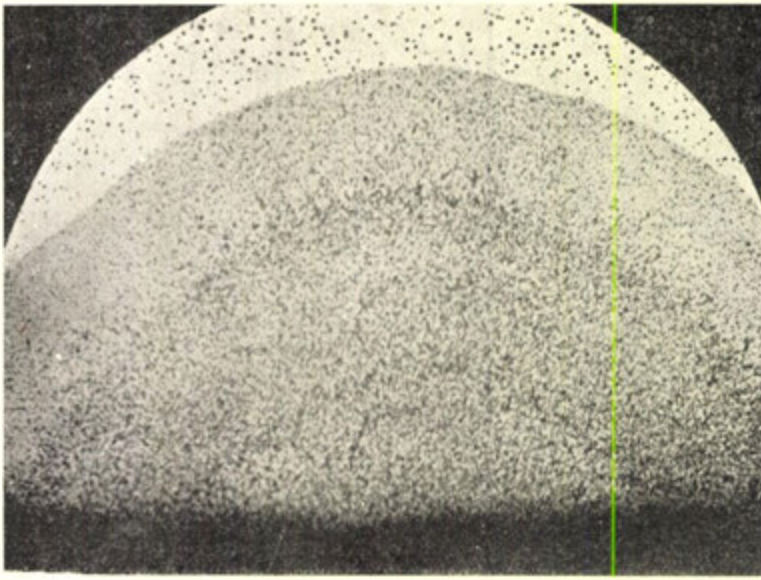
V. PERIODICITA KOROZNÍCH POCHODŮ

Měděné a bronzové předměty vykopané ze země jsou obvykle pokryty patinou, která vzniká chemickými reakcemi mezi kovem a korozním činidlem. U antických bronzů mívá patina značnou tloušťku a v některých případech se skládá z rovnoběžných vrstev různých materiálů, např. kupritu a malachitu, které se vzájemně střídají *(obr. 292).* Mineralizace proběhla během dlouhých let koroze v půdě a jednotlivé vrstvy se na výbrusu jeví jako rovnoběžné pásky, kterých může být velký počet (bylo



zvět. 100 ×

Obr. 292. Rovnoběžné vrstvy kupritu a malachitu v patině na starém bronzu



zvět. 25 ×

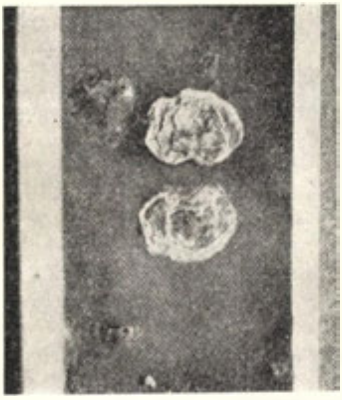
Obr. 293. Moderní mosazná trubka pro domovní rozvod teplé vody. Soustředná pásma pórovitého kovu v korodovaném místě

napočítáno 25 až 30 vrstev na 1 mm tloušťky). Vznik vrstev lze vysvětlit jedině určitou periodicitou korozního pochodu během dlouhé doby. Mohlo by se předpokládat, že tato periodicita souvisí se střídáním ročních období, ale toto vysvětlení neobstojí, protože se periodicita vyskytuje též v jednotlivých zrnech patiny, tvořených mikroskopicky vystřídanými vrstvičkami malachitu a kupritu, v jejichž středu zůstala ještě stopa původního kovu (*obr. 269*, str. 311). Je zřejmé, že koroze postupovala v rovnoběžných vrstvách od povrchu každého krystalu, což se nemůže vysvětlit změnami atmosférických podmínek, které by se musily projevit v celé hmotě předmětu jako vrstvy rovnoběžné s vnějším povrchem. Zdá se, že koroze každého jednotlivého krystalu probíhala za opakovaného snižování a zvyšování koncentrace určitých prvků v korozním médiu, nebo se opakovaly určité cykly přechodných chemických nebo elektrochemických změn kovu. Tento periodický typ koroze byl rovněž zjištěn na vzorcích antické mědi a stříbra.

V dnešní době se s periodicitou korozních pochodů setkáváme při korozi mosazných trubek domovních rozvodů teplé vody. Ve struktuře pórovitých usazenin ve vykorodovaných důlcích se na příčném a podélném výbrusu zřetelně jeví soustředné vrstvy, lišící se množstvím pórů (*obr. 293*). Pórovitější vrstvy jsou na snímku tmavší. Periodicita se zde projevuje rozdíly v koncentraci pórů v usazenině. Periodicita při tvoření nánosů na korodovaných místech se projevuje přítomností řady soustředných, odstupňovaných vrstev, tvořících nános (*obr. 294*).

Typická periodicita koroze se projevila u jedné trubky, u níž se místa, kde zkorodovala fáze beta, jevila jako rovnoběžné pásky (*obr. 295*). Při velkém zvětšení vypadaly pásky jako vystřídané vrstvy kovové mědi a kysličníku měďného. Na jednom místě se napočítalo celkem 65 pásků na vzdálenosti 75 mikronů, takže průměrná tloušťka pásků byla o něco větší než mikron. Proč se na tomto místě nezměnila úplně fáze beta na kysličník měďný nebo na kovovou měď, zůstane jen věcí našich dohadů.

Periodicita koroze se rovněž projevuje u některých vzorků starého železa a oceli, na nichž nacházíme v konečném stadiu koroze zřetelnou vrstevnatost korozních zplodin (*obr. 291*, str. 333).



zvět. 1,3 ×

Obr. 294. Soustředné nárosty na korodovaných místech vnitřního povrchu mosazné trubky na vodu



zvět. 665 ×

Obr. 295. Korodovaná mosazná trubka. Střídavé vrstvy mědi a kysličníku měďného (Cu_2O)

VI. OCHRANA PROTI KOROZI

Všechny kovy kromě kovů vzácných se na vzduchu okysličují a na jejich povrchu se tvoří kysličníkový film. Vlastnosti tohoto filmu jsou důležitým činitelem pro ochranu kovu proti korozi. Je-li měrný objem vznikajících kysličníků menší než měrný objem kovu, film praská, což umožňuje další přívod kyslíku ke kovu. Mají-li však kysličníky větší měrný objem, pokryjí rovnoměrně celý povrch a úplně ho chrání před dalším okysličováním. Tyto filmy mohou vznikat na mnoha technických kovech v relativně suchém vzduchu, a pokud je jejich tloušťka malá, nejsou viditelné. Jakékoli zpracování kovu, které zvětší jeho schopnost vytvářet ochranný film v určitém prostředí, zvýší jeho odolnost proti korozi. Je-li film silný a pokrývá-li celý povrch, chrání kov dobře proti korozi na vzduchu, ale ve vodě nebo v jiných kapalinách se jeho povaha může měnit a mohou v něm vznikat slabá místa. Okysličuje-li se kov při vysoké teplotě a je-li toto okysličování provázeno difúzí kyslíku vrstvou, která pak roste, film konečně popraská a odhalí nový povrch kovu oxydaci.

K vytvoření silných, pevně ulpívajících filmů na kovu se používá několika metod. Například hořčíkové slitiny se chromátují ve vroucím roztoku dvojchromanu draselného.

Železo se chrání proti korozi fosfátováním, např. metodou, kterou vypracovali M. J. Pryor a M. Cohen [351], v lázni kyselého fosforečnanu sodného. Aby ochrana byla účinná, musí lázeň obsahovat kyslík v podobě okysličujících přísad.

Koroze železa se rovněž zmenší vytvořením magnetických okují na povrchu (Fe_3O_4) nebo okují obsahujících uhličitan vápenatý.

Bodová koroze nerezavějících ocelí se může potlačit pasivací v kyselině chrómové.

Katodická ochrana. Slouží jako ochrana proti elektrochemické korozi kotlů, nádrží, lodí atd. Záleží v použití zinkových nebo hořčíkových anod (desek), ponořených do korodující kapaliny a vodivě spojených s ocelovou konstrukcí. Desky tvořící anody se v elektrolytu rozpouštějí, a tím chrání ocel proti korozi.

Doplněk překladatele

Obdobně působí i anodická ochrana, která je v některých případech účinnější než ochrana katodická. Mezi anodu a katodu, která je tvořena předmětem, jenž má být chráněn proti korozi, je zapojen zdroj stejnosměrného proudu a proudový okruh je uzavřen přes korozní prostředí, v němž se nachází anoda i chráněná konstrukce. Anodická ochrana se volí zejména pro ochranu konstrukcí v agresívních půdách, katodická tehdy, je-li korodujícím prostředím kapalina, např. v přístavech a na lodích. — (Konec doplňku)

*

Legování oceli pro zlepšení odolnosti proti korozi. Odolnost oceli proti korozi se může účinně zlepšit přísadou chrómu, niklu, mědi, křemíku a hliníku. V oxydačním prostředí je z těchto prvků nejúčinnější chróm. Přísada 0,25 % Cu zdvojnásobí trvanlivost konstrukční oceli v normálních atmosférách a při současné přísadě 1 % chrómu se značně zvýší i pevnost oceli. Při velkých obsazích chrómu se odolnost proti korozi dále zlepšuje a nerezavějící oceli jsou téměř stálé v kyselině dusičné při všech koncentracích. Napadá je však kyselina solná, sírová a siřičitá.

Mezikrystalová koroze austenitických nerezavějících ocelí se potlačí přísadou titanu (nejméně 4 × % C) nebo niobu. Molybden zvyšuje odolnost těchto ocelí proti bodové korozi. Oceli s molybdenem mají obvykle zvětšený obsah niklu a manganu; jejich typická analýza je např.: 16 % Cr, 13 % Ni, 3 % Mn + Mo.

Chemické složení nerezavějících ocelí chrómových a chrómniklových udává E. A. Schoefer v ASM Metals Handbook 1948, str. 549 až 551.

Ochrana povrchu kovů proti korozi. Zinkování v ohni, sherardování a cínování jsou nejobvyklejší způsoby k chránění oceli, cínování se hodí i pro měď. Zinkování bylo stručně popsáno v oddíle IV této kapitoly.

Sherardování (cementování zinkem) se provádí u malých součástek z ocelí nebo temperované litiny žíháním v práškovém zinku. Součásti se spolu se zinkovým práškem dají do uzavřených válcových retort, které se ohřívají v peci asi na 370 °C za současného otáčení. Za 3 až 12 hodin vznikne na povrchu součástek difúzí zinkový povlak požadované tloušťky, který je velmi hutný a má obsah asi 80 až 92 % zinku. Je šedivý, ale po očištění a kartáčování dostane bílou barvu čistého zinku.

Cínování ocelových plechů. Bílé plechy se vyrábějí máčením do roztaveného cínu nebo elektrolytickým cínováním. Cínování máčením (v ohni) se dnes provádí na automatických strojích, v nichž cínované plechy procházejí lázní tavidla (chloridu zinečnatého) do lázně roztaveného cínu, z níž se vytahují vrstvou palmového oleje. Olejový povlak plechů se odstraní rozpuštěním v alkalickém odmašťovači.

Terneplate se vyrábí stejně jako bílé plechy, ale pokovovací lázeň je tvořena slitinou olova s 15 až 25 % cínu.

Ocel se chrání proti korozi též poolovením, difúzním chromováním (inkromováním) nebo křemíkováním.

Poolovení oceli je výhodné, protože 1. dává velkou odolnost proti atmosférické korozi, 2. olovo je měkké a neodprýská při ohýbání nebo jiném zpracování a 3. poolovené plechy se dobře pájejí měkkými pájkami.

Sycení křemíkem (siliciování) se provádí v zásypu směsi ferosilicia a karbidu křemíku v proudu chlóru při teplotách 900 až 1100 °C.

Difúzní chromování (inkromování) se provádí v zásypu aktivovaného ferochrómu a kaolínu ve vodíkové atmosféře při teplotách 1 050 až 1 100 °C, po dobu 3 až 4 hodin.

Nejdůležitější metodou chránění kovů proti korozi jsou různé nátěry, jež jsou rozšířenější než všechny ostatní metody.

Doplněk inž. B. a inž. T.

Poněvadž ztráty vznikající korozí jsou obrovské, je ochrana proti korozi hlavním technickým a hospodářským úkolem. Nynější způsoby ochrany kovů proti korozi lze rozdělit na tyto skupiny [382]:

1. správná volba materiálu;
2. konstrukční úpravy;
3. úprava korozního prostředí;
4. mechanická úprava povrchu materiálu;
5. ochranné povlaky;
6. péče o povrch materiálu při výrobě a použití součástí.

Volba materiálu se řídí údaji o jeho korozních vlastnostech, doplněných popř. zkouškami vhodnými pro daný účel použití (viz [419]).

Konstrukční úpravy směřují především k jednoduchým, málo členitým tvarům prvků a soustav, které lze dobře ochránit proti korozi, např. nátěry.

Úprava korozního prostředí záleží ve zmenšení jeho agresívnosti především odstraněním kyslíku, popřípadě kysličníku uhličitého z vody a vodných roztoků a v přísadě inhibitorů (viz [420], [421]).

Mechanickou úpravou povrchu se sleduje získání pokud možno nejhladší plochy, poněvadž na hrubém povrchu se tvoří obtížněji ochranné kysličníkové filmy a snáze se na něm udrží nečistoty a atmosférická vlhkost (viz [422]).

Ochranné povlaky jsou nejdůležitější složkou ochrany proti korozi. Volí se nejen podle korozního prostředí, ale také podle mechanického a tepelného namáhání součástí v provozu, podle jejich tvaru, velikosti a složení použitého materiálu. Cenová otázka je pochopitelně rovněž důležitým činitelem při jejich výběru.

Ochranné povlaky lze rozdělit na organické a anorganické.

Organické povlaky jsou různé nátěrové hmoty, např. olejové, asfaltové, dehtové a jiné laky. Velmi výhodné vlastnosti mají laky z umělých pryskyřic. V poslední době se uplatňují povlaky z umělých hmot nanášené lepením nebo nástřikem (viz [423] až [426]).

Anorganické povlaky jsou kovové, kysličníkové nebo z jiných anorganických sloučenin. Kovové povlaky se nanášejí na kov různým způsobem (ponořením, stříkáním, galvanicky, termickým odpařováním ve vakuu, plátováním, difúzí, amalgamací). Jsou buď ušlechtilejší (cín-olovo), nebo méně ušlechtilé (zinek-ocel) než základní kov (viz [427] až [438]). Kysličníkové povlaky vznikají nebo se připravují oxydací povrchu kovu. Probíhá při tom chemická nebo elektrochemická reakce za normální nebo zvýšené teploty. Chemicky se okysličuje např. měď, ocel, zinek, hliník, hořčík, elektrochemicky (vznikají silnější a stálejší povlaky) např. hořčík a hliník (eloxování) (viz např. [439]). Z ostatních anorganických ochranných povlaků jsou důležité vrstvy fosfatizační a keramické smalty (viz např. [440] až [443]).

Péče o povrch při výrobě a použití součástí se projevuje zejména tím, že se povrch součástí chrání vrstvou tuků, laku, vhodným obalem apod. (viz [444] až [447]). — **(Konec doplňku)**

*

Klíč k seznamu literatury

LITERATURA

Oddíl VI

330. Frank N. Speller: The Corrosion Problem with Respect to Iron and Steel. *Metals Technol.* (June 1934).
331. E. Houdremont and P. Schaftmeister: Prevention of Intergranular Corrosion of 18/8 Cr-Ni Steels. *Arch. Eisenhüttenw.*, *7* (Sep. 1933) 187—195.
332. R. N. Gillmor: 18/8 Can Be Cured After Intergranular Attack. *Iron Age, 168* (Aug. 2, 1951) 81—85.
333. E. A. Schoefer. — Corrosion Resistant Castings. *Metals Handbook,* American Society for Metals, Cleveland (1948) 549—553.
334. Stanley C. Orr: Preventing Intergranular Corrosion Due to Welding Stainless. *Chem. Eng. 59* (March 1952) 286—296.
335. John F. Tyrrell: Conservation of Columbium: A Summary of British and American Experience with Stabilized Stainless Steels. *Metal Progr., 58* (Nov. 1950) 691—708, 742—784.
336. M. L. Holzworth, F. H. Beck and M. G. Fontana: Cause and Cure of Knife-Line Attack in Columbium Stabilized Steels. *Ohio State Univ. Studies, Eng. Expt. Sta., 23* (Oct. 1951) 20—22, 47.
337. M. G. Fontana: Corrosion. *Ind. Eng. Chem., 42* (Nov. 1950) 99A—100A.
338. J. W. Matthews and H. H. Uhlig: Sodium Hydroxide as Inhibitor of Pitting in 18/8 Stainless Steel. *Corrosion, 7* (Dec. 1951) 419—421; discussion pp. 421—422.
339. Carl Wagner: Contribution to the Theory of Cathodic Protection. *J. Electrochem. Soc., 99* (Jan. 1952) 1—12.
340. T. S. Fuller: The Corrosion of Iron and Steel. *Metals Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1948) 443—445.
341. R. J. McKay and R. Worthington: *Corrosion Resistance of Metals and Alloys,* Reinhold Publ. Corp., New York (1936).
342. J. R. Cobb, Jr. and H. H. Uhlig: Resistance of Titanium to Sulphuric and Hydrochloric Acids Inhibited by Ferric and Cupric Ions. *J. Electrochem. Soc., 99* (Jan. 1952) 13—15.
343. Max Kronstein: New Standard for Coating Thickness. *Chem. Eng., 59* (June 1952) 201—203.
344. S. C. Britton and U. R. Evans: The Scientific Study of Protective Painting. *Trans. Electrochem. Soc., 64* (Sep. 1933) 43.
345. R. C. Buchan: Corrosion and Preventive Methods in Katy Field. *Petroleum Engr., 18* (July 1, 1947) 159—160, 163, 165, 168, 171—172.

346. Jean Loiseleur: Immunization of Metallic Surfaces Against the Action of Corrosive Agents. *Compt. rend., 234* (Jan. 7, 1952) 260—262; in French.
347. J. C. Hudson and T. A. Banfield: The Protection of Iron and Steel by Metallic Coatings. *J. Iron Steel Inst.* (London), *154* (1946/II).
348. R. M. Burns and A. E. Schuh: *Protective Coatings for Metals*, Am. Chem. Soc. Monograph Series No. 79, Reinhod Publ. eCorp., New York (1939) 234—274.
349. O. Mauermann: The Testing and Application of Corrosion Preventives on an Industrial Scale. *Stahl u. Eisen, 50* (July 1930).
350. W. H. J. Vernon: Progress in Corrosion Prevention. *Metal Progr., 60* (Dec. 1951) 80—81.
351. M. J. Pryor and M. Cohen: The Mechanism of the Inhibition of the Corrosion of Iron by Solutions of Sodium Orthophosphate. *J. Electrochem. Soc., 98* (July 1951) 263—272.
352. Fritz Tödt: Limits of Electrochemical Investigation of Corrosion Processes and Oxygen Contents. *Werkstoffe u. Korrosion, 3* (May—June 1952) 205—209; in German.
353. Karl Bungardt and Hans Joachim Rocha: Influence of Composition of Stainless Steel on Resistance to Sulphuric and Hydrochloric Acids. *Werkstoffe u. Korrosion, 3* (May—June 1952) 209—211; in German.
354. Luigi Piatti: Change in Corrosion Behavior Caused by Wetting Agents. *Chimia* (Switz.), *5* (Jan. 15, 1951) 8—11.
355. J. J. B. Rutherford and R. H. Aborn: A Quantitative Method for the Estimation of Intergranular Corrosion in Austenitic Stainless Steels. *Trans. A. I. M. E., Iron and Steel Div., 100* (1932) 293—301.
356. W. J. Schwertfeger and O. N. McDorman: Cathodic Protection of Steel Underground. *Water & Sewage Works, 99* (Feb. 1952).
357. K. N. Barnard: Prevention of Corrosion of Ships in Sea Water by means of Cathodic Protection. *Research, 5* (March 1952).
358. V. W. Hatchett: Applications of Cathodic Protection of Steel Underground. *Water & Sewage Works, 99* (Feb. 1952).
359. Homer D. Holler: The Electrical Nature of Corrosion and Cathodic Protection. *Elec. Eng., 71* (April 1952).
360. Homer D. Holler: The Rôle of Current Distribution in Cathodic Protection. *J. Research Natl. Bur. Standards, 47* (July 1951) 1—6.
361. R. B. Mears and R. H. Brown: A Theory of Cathodic Protection. *Trans. Electrochem. Soc., 74* (1938) 519.
362. E. S. Hedges: *Protective Films on Metals*, Chapman & Hall, London (1932) 180—270.
363. Marshall E. Parker: Determination of Current Requirements for Cathodic Protection. *World Oil, 131* (Nov. 1950) 253, 256, 258, 260, 264, 267.
364. American Water Works Association, Correlating Committee on Cathodic Protection. — Technical Practices in Cathodic Protection. *J. Am. Water Works Assoc., 43, Bulletin No. 3* (Nov. 1951) 883—896; contains 62 papers.
365. Scott P. Ewing: Potential Measurements for Determining Cathodic Protection Requirements. *Corrosion, Tech. Section, 7* (Dec. 1951) 410—417.
366. W. H. J. Vernon, F. Wormwell and T. J. Nurse: The Thickness of Airformed Oxide Films on Iron. *J. Chem. Soc.* (April 1939).
367. F. Wormwell: Influence of Movement on the Corrosion of Metals in Salt Solutions and Natural Waters. *J. Iron Steel Inst.* (London), *154* (1946/II) 219.
368. R. M. Burns and A. E. Schuh: *Protective Coatings for Metals*, Reinhold Publ. Corp., New York (1939).
369. G. L. Bailey: Copper-Nickle-Iron Alloys Resistant to Sea Water. *J. Inst. Metals, 79* (July 1951) 243—292.
370. W. Blum and G. B. Hogaboom: *Principles of Electroplating and Electroforming*, 2nd Ed., McGraw-Hill Book Co., New York (1930).
371. H. H. Uhlig: *Corrosion Handbook*, John Wiley & Sons New York (1946).
372. E. A. Schoefer: Corrosion-Resistant Castings. *Metals-Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1948) 549—551.
373. M. J. Pryor and M. Cohen: The Mechanism of the Inhibition of the Corrosion of Iron by Solutions of Sodium Orthophosphate. *J. Electrochem. Soc., 98* (July 1951) 263—272.
374. Sheppard T. Powel, H. E. Bacon and E. L. Knoedler: Corrosion Prevention by Controlled Calcium Carbonate Scale. *Ind. Eng. Chem., 40* (March 1948).

375. Howard A. Smith: Pit Corrosion of Stainless Steel. *Metal Progr.* (Jan. 1939).
376. F. C. Kelley: Zinc Impregnation. *Metals Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1948) 715.
377. Rob. J. Nekervis and Bruce W. Gonser: Tinning of Steel. *Metals Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1948) 708—712.
378. Harry K. Ihrig: Silicon Impregnation. *Metals Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1948) 708—709.
379. J. L. Bray: Lead Coatings on Steel. *Metals Handbook*, American Society for Metals, Cleveland (1948) 706—707.
380. G. W. Seagren, G. H. Young and F. L. LaQue: The Effectiveness of Paint in Suppressing Galvanic Corrosion. *Corrosion*, *2* (1946) 67—77.

Doplňky literatury ke kapitole XVI

Sestavili inž. B. a inž. T.

381. R. Pospíšil: Antikorosní a žáruvzdorné oceli. Praha, SNTL, 1956.
382. F. Píšek: Nauka o materiálu I. Praha, ČSAV, 1957.
383. G. V. Akimov: Teorie a zkušební metody korose kovů. Praha, SNTL, 1953.
384. R. Kopec: Základy nauky o povrchu a jeho úprava. Praha, SNTL, 1955.
385. C. Wagner: Diffusion and High Temperature Oxydation of Metals. Cleveland 1951.
386. M. Matyáš: Povrchová oxydace kovů a slitin v plynném prostředí. Praha, ČSAV, 1958.
387. K. Gardelka: Některé základní poznatky o korosi kovů vyššími mastnými kyselinami. Ostrava, Sborník všd. prací VŠB 4 (1958), č. 3, str. 269/276.
388. P. Gröbner: Korose spalinami těžkých olejů a její zkoušení. Praha, Práce, 1957, str. 5/13.
389. M. Pražák a V. Pražák: O pasivitě a korosní odolnosti nerezavějících ocelí. Hutnické listy XI (1956), č. 2, str. 91/98.
390. R. Pospíšil a R. Štefec: K otázce stabilisace antikorosní oceli 18/9 na odlitky titanem. Hutnické listy XI (1956), č. 4, str. 218/225.
391. V. Číhal a M. Pražák: Příspěvek k vysvětlení mezikrystalové korose ocelí Cr—Ni. Hutnické listy XI (1956), č. 4, str. 225/230.
392. V. Číhal a R. Pospíšil: Studie vlivu titanu na odolnost nerezavějící oceli s 18 % Cr a 9 % Ni proti mezikrystalové korosi. Hutnické listy XI (1956), č. 6, str. 284/290.
393. V. Číhal a R. Pospíšil: Vliv stabilisace niobem na odolnost antikorosní oceli s 18 % Cr a 9 % Ni proti mezikrystalové korosi. Hutnické listy XIII (1958), č. 12, str. 1092.
394. V. Foltýn: Kavitační zkoušky osmilopatkového prototypu Kaplanovy vodní turbiny. Strojírenství 1 (1951), č. 7—8, str. 273/278.
395. J. Nevrlý: Kavitace a kavitační zkoušky čerpadel. Strojírenství 10 (1960), č. 9, str. 643/646.
396. A. Dvořák: Vliv mechanického namáhání na korosi ocelí v tekuté slitině olova s vizmutem. Strojírenství 12 (1962), č. 1, str. 39/43.
397. K. Bartoň a K. Smrček: Metody stanovení korosní odolnosti materiálu. Praha, SNTL, 1957.
398. V. Seifert: Korose kovů a její měření. Praha, Práce, 1955.
399. B. Puchnar: Korose hliníku a jeho slitin. Strojírenství 5 (1955), č. 8, str. 605/608.
400. A. Hrbek: Studium změn povrchu kovů za atmosférických podmínek. Hutnické listy XIV (1959), č. 2, str. 111/117.
401. K. Löbl a F. Černý: Odolnost magnetických zařízení proti korosi vodní párou. Strojírenství 6 (1956), č. 10, str. 689/693.
402. J. Teindl: Bílá rez na pozinkovaném materiálu. Hutník 3 (1953), č. 10, str. 233/234.
403. J. Teindl a E. Hilla: Korose důlních lan a její příčiny. Hutnické listy XI (1956), č. 2. str. 77/86.
404. J. Konšal a J. Teindl: Studium korose zařízení hutní koksovny v její chemické části. Hutnické listy XV (1960), č. 7, str. 511/517.
405. V. Číhal a I. Sekerka: Problémy korose heterogenních jaderných reaktorů. Hutnické listy XIV (1959), č. 11, str. 978/984.

406. V. Číhal: K otázce korose ocelí v podmínkách syntézy čpavku. Hutnické listy XVI (1961), č. 7, str. 483/489.
407. E. Hilla a J. Teindl: Souvislost výroby důlních lan s jejich korosí. Hutník 7 (1957), č. 5, str. 158/161.
408. V. Číhal, P. Gröbner a P. Hoch: Korose žáruvzdorných materiálů ve spalovacích turbinách. Strojírenství 10 (1960), č. 1, str. 51/54.
409. J. Růžička: Příčiny korose zabalených výrobků. Strojírenství 7 (1957), č. 7, str. 525/526.
410. J. Teindl: Pokroky v hutnickém pokovování v roztavených kovech a elektrolytech. Praha, SNTL, 1960.
411. D. O. Bartl — Mudroch: Technologie chemických a elektrochemických úprav povrchu. Praha, SNTL, 1957.
412. A. V. Smirnov: Zinkování v roztaveném zinku. Praha, SNTL, 1956.
413. J. Fryš: Abeceda smaltování. Praha, Práce, 1955.
414. K. Janecký: Ponorné hliníkování. Praha, SNTL, 1961.
415. D. O. Bartl: Zásady moderní ochrany proti korosi. Praha, Práce, 1955.
416. A. Pospíšil: Hliníkový povlak jako ochrana proti korosi za vyšších teplot. Praha, Práce, 1957.
417. J. Otta: Difusní chromování. Praha, Práce, 1957.
418. A. Novotný a J. Melzer: O výzkumu žáruvzdorných smaltů v ČSR. Praha, Práce, 1957.
419. K. Barton: Výběr materiálu i povrchových ochran pro tropické podnebí. Strojírenství 5 (1955), č. 6, str. 463/466.
420. L. Červený: Ochrana ocelových výrobků vypařovacími inhibitory korose. Strojírenství 6 (1956), č. 1, str. 44/47.
421. V. Foltýn: Kathodická ochrana proti kavitační korosi. Strojírenství 2 (1952), č. 9, str. 402/408.
422. V. Dlouhý: Chemické leštění kovů. Strojírenství 5 (1955), č. 11, str. 837/841.
423. J. Teindl: Lakování černého a bílého plechu v pásu ve válcovnách. Hutník 11 (1961), č. 9, str. 425/429.
424. J. Říčka: Mechanicko-chemické lakování. Strojírenství 5 (1955), č. 9, str. 682/684.
425. F. Wiesner a M. Zezulová: Použití a zpracování kovového materiálu plátovaného plastickou hmotou. Strojírenství 11 (1961), č. 8, str. 603/607.
426. A. Chvátal: Žárové nanášení plastických hmot. Strojírenství 4 (1954), č. 6, str. 457—461.
427. J. Teindl: Podstata pocínování. Hutník 1 (1951), č. 2, str. 37/39.
428. F. Roman: Stříkání kovů. Strojírenství 1 (1951), č. 9, str. 346/352.
429. M. Sýkora: Zvýšit jakost pozinkovaných plechů. Hutník 1 (1951), č. 10, str. 223/224.
430. K. Janecký: Žárové zinkování ocelových drátů. Hutník 4 (1954), č. 4, str. 119/121.
431. B. Križko a F. Matzinger: Sherardizácia. Strojírenství 4 (1954), č. 10, str. 783/785.
432. J. Korecký: Tvrdé niklování bez proudu. Strojírenství 5 (1955), č. 2, str. 135/136.
433. B. Hošna: Pozinkování drátu a tažení pozinkovaného drátu. Hutník 6 (1956), č. 3, str. 76/80.
434. Hoare: Hodnocení jakosti pocínovaných plechů. Sheet Metal Ind. 33 (1956), č. 348, str. 239. Výtah: Hutník 7 (1957), č. 7, str. 253/254.
435. J. Teindl a L. Bezecný: Poolověné pásky a jejich vady. Hutník 7 (1957), č. 8, str. 273/275.
436. K. Janecký: Pokovování ocelových drátů ponorem do roztaveného hliníku. Hutník 10 (1960), č. 2, str. 59/64.
437. R. Vejmelka: Životnost pozinkovacích van. Hutník 10 (1960) č. 3, str. 112/114.
438. K. Janecký: Ponorné pohliníkování. Praha, SNTL, 1961.
439. A. M. Jampolskij: Oxydování a fosfátování kovů. Praha, SNTL, 1953.
440. L. Zemene: Vytváření povlaků ve fosfatisační lázni. Strojírenství 5 (1955), č. 12, str. 922/926.
441. J. Kaloč: Chemická úprava chrání hliník před korosí. Hutník 1 (1951) č. 10, str. 220/222.
442. J. Kaloč: Povrchová ochrana hořčíku a jeho slitin. Strojírenství 4 (1954), č. 2, str. 132/135.
443. J. Teindl: Několik poznámek k jakosti oceli a litiny pro smaltování. Hutník 9 (1959), č. 9, str. 292/296.

444. V. Mašek: Ochranná schopnost našich minerálních olejů proti rezivění. Strojírenství 10 (1960), č. 7, str. 534/538.
445. J. Růžička: Vlastnosti a definice konservačních prostředků. Strojírenství 5 (1955), č. 11, str. 855/858.
446. J. Růžička: Metody balení chránící proti korozi. Strojírenství 10 (1960), č. 2, str. 133/138.
447. J. Domorázek: Ochrana drobných ocelových výrobků proti korosi. Strojírenství 9 (1959), č. 4, str. 283/286.

REJSTŘÍK